

## TABLE DES MATIÈRES

	Page
INTRODUCTION.....	1
CHAPITRE 1 REVUE DE LITTÉRATURE.....	3
1.1 Le soudage par friction-malaxage .....	3
1.1.1 Principe du soudage par friction-malaxage.....	3
1.1.2 Avantages du soudage par friction malaxage .....	4
1.2 Paramètres du soudage par friction-malaxage.....	5
1.2.1 Géométrie de l'outil.....	5
1.2.2 Les vitesses de rotation et d'avance .....	6
1.3 Caractéristiques de la microstructure.....	7
1.3.1 Les différentes zones d'une pièce soudée .....	7
1.3.1.1 Le noyau de la soudure.....	7
1.3.1.2 La zone affectée thermo-mécaniquement.....	8
1.3.1.3 La zone affectée thermiquement.....	9
1.3.2 Taille des grains dans le noyau de la soudure FSW.....	10
1.4 Influence des paramètres du soudage sur la distribution de la chaleur.....	12
1.5 Les propriétés mécaniques d'une soudure par friction-malaxage.....	13
1.5.1 La dureté .....	13
1.5.2 La résistance mécanique .....	15
1.6 Les bandes alternées dans la microstructure d'une soudure par friction-malaxage ..	17
1.6.1 Caractéristiques de la microstructure des bandes alternées .....	18
1.6.1.1 La taille des grains dans les bandes alternées.....	18
1.6.1.2 Les précipités dans les bandes alternées.....	19
1.6.1.3 Orientation des grains des bandes alternées .....	21
1.6.2 Origine des bandes alternées.....	22
1.6.3 Influence des paramètres de soudage sur les bandes alternées.....	25
1.7 Conclusion .....	27
CHAPITRE 2 DÉMARCHE EXPÉRIMENTALE.....	29
2.1 Soudage par friction-malaxage .....	29
2.1.1 Matériaux utilisés.....	29
2.1.2 La machine de soudage par friction malaxage.....	30
2.1.3 Les paramètres du soudage par friction-malaxage.....	30
2.1.3.1 Les outils.....	31
2.1.3.2 Les vitesses d'avance et de rotation .....	31
2.2 Inspection visuelle .....	32
2.3 Préparation des échantillons pour la métallographie .....	34
2.3.1 Microscopie optique.....	34
2.3.2 Microscopie électronique à balayage.....	35
2.4 Tests de dureté .....	35

2.4.1	Micro-dureté Vickers.....	35
2.4.2	Nano-indentation.....	36
2.5	<i>Shear punch test</i> .....	36
2.5.1	Le principe du <i>shear punch test</i> .....	36
2.5.2	Le dispositif expérimental.....	39
2.5.3	Préparation des échantillons pour le <i>shear punch test</i> .....	40
CHAPITRE 3 RÉSULTATS ET DISCUSSION.....		43
3.1	Observations de la microstructure.....	43
3.1.1	Microscopie optique d'une soudure.....	43
3.1.2	Localisation des bandes alternées dans la microstructure.....	44
3.1.3	Taille des grains des bandes alternées.....	45
3.2	Influence des paramètres de soudage sur la dureté des bandes alternées.....	48
3.3	Test de nano-indentation.....	51
3.4	Orientation et désorientation des grains dans les soudures par friction-malaxage..	54
3.4.1	Orientation des grains.....	54
3.4.1.1	Orientation des grains dans les bandes alternées.....	55
3.4.1.2	Orientation des grains dans le centre de la soudure.....	56
3.4.1.3	Orientation des grains dans le côté reculant.....	57
3.4.2	Désorientation des grains.....	57
3.4.2.1	Désorientation des grains dans le matériau de base.....	57
3.4.2.2	Désorientation des grains dans les bandes alternées.....	58
3.4.2.3	Désorientation des grains dans le centre de la soudure.....	60
3.4.2.4	Désorientation des grains dans le côté reculant.....	61
3.4.3	Discussion sur l'orientation et la désorientation des grains.....	62
3.5	Analyse de la distribution des précipités.....	64
3.5.1	Les précipités dans le matériau de base , le centre de la soudure et le côté reculant.....	64
3.5.1.1	Les précipités Mg-Si.....	64
3.5.1.2	Les précipités Mn-Si.....	65
3.5.2	Les précipités dans les bandes alternées.....	66
3.5.3	Discussion sur la précipitation.....	68
3.6	L'influence des paramètre du soudage par friction malaxage sur la résistance mécanique.....	70
3.6.1	<i>Shear punch tests</i> réalisés sur le matériau de base.....	70
3.6.2	Le résistance mécanique des différentes soudures.....	71
3.6.2.1	La résistance mécanique dans une même soudure.....	72
3.6.2.2	Influence des vitesses d'avance et de rotation sur la résistance mécanique.....	76
3.6.2.3	Effet de la géométrie de l'outil sur la résistance mécanique... ..	80
3.7	Sommaire.....	84
CONCLUSION.....		87
ANNEXE I Microscopies avec la technologie d'imagerie Argus.....		89

ANNEXE II Courbes contrainte/déformation de l'alliage d'aluminium 6082-T6 ..... 91

ANNEXE III Courbes Contrainte de cisaillement/Déplacement normalisé contenant la  
ZAT ..... 93

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES..... 95



## LISTE DES TABLEAUX

	Page
Tableau 1.1 Taille des grains pour différents alliages d'aluminium et différents paramètres de FSW (Mishra and Ma 2005) .....	10
Tableau 2.1 Composition chimique des alliages d'aluminium 6061 et 6082 (% en poids).....	29
Tableau 2.2 Paramètres utilisés lors des essais de cette étude .....	32
Tableau 2.3 Procédure de polissage .....	34
Tableau 2.4 Épaisseurs des échantillons, dureté et propriétés mécaniques en traction et en cisaillement pour quelques matériaux (Guduru et al. 2005).....	39
Tableau 2.5 Dimensions des échantillons du " <i>shear punch test</i> " .....	41
Tableau 3.1 Distribution du silicium et magnésium dans le matériau de base, le centre de la soudure et le côté reculant .....	64
Tableau 3.2 Distribution du silicium et manganèse dans le matériau de base, le centre de la soudure et le côté reculant .....	66
Tableau 3.3 Contraintes maximales en cisaillement et en traction des échantillons réalisés avec l'outil trigone .....	74
Tableau 3.4 Efficacité mécanique de la soudure dans différentes zones (haut et bas de la soudure et la ZAT des deux côtés avançant et reculant) .....	79
Tableau 3.5 Contraintes maximales en cisaillement et en traction des échantillons réalisés avec les mêmes paramètres mais avec un outil différent .....	84



## LISTE DES FIGURES

	Page
Figure 1.1 Schéma de principe du soudage par friction-malaxage (Threadgill et al. 2009).....	4
Figure 1.2 Schéma simplifié de l'outil (tige et épaulement) dans le soudage par friction-malaxage (Mishra and Ma 2005) .....	5
Figure 1.3 Les différentes formes de la tige (Elangovan, Balasubramanian, and Valliappan 2008) (Çam and Mistikoglu 2014) .....	6
Figure 1.4 Les différentes formes d'épaulement (Mishra and Ma 2005).....	6
Figure 1.5 Microstructure des différentes zones dans un joint pendant le FSW (Mishra and Ma 2005).....	7
Figure 1.6 Effet du diamètre de la tige sur la dimension du noyau d'une soudure en AA2195-T8 (Reynolds 2000).....	8
Figure 1.7 Micrographe représentant la zone affectée thermo-mécaniquement entre le noyau et le matériau de base d'un processus par friction-malaxage sur un AA7075 (Ma, Mishra, and Mahoney 2002).....	9
Figure 1.8 Effet de la vitesse de rotation et la vitesse d'avance de l'outil sur la taille des grains pour AA7075-T651: (a) 350 rpm, 152 mm/min (b) 400 rpm,102 mm/min (Ma, Mishra, and Mahoney 2002).....	11
Figure 1.9 Taille des grains dans différentes zones du noyau de la soudure pour AA 7050 (Mishra and Ma 2005).....	11
Figure 1.10 Profil de la température avec une vitesse de rotation de 500 rpm et en variant la vitesse d'avance dans une soudure en AA6061-T6 (Torres Obregon 2011).....	12
Figure 1.11 Profil de micro-dureté en "W" (Moreira et al. 2009) .....	13
Figure 1.12 Profil de micro-dureté d'un alliage d'aluminium 5083 (en haut) et d'un alliage 6082 (en bas) (Svensson et al. 2000).....	14
Figure 1.13 Augmentation de la dureté avec l'augmentation de la vitesse de rotation dans une soudure FSW de l'alliage 6061-T6(Ganesh and Kumar 2015) .....	15

Figure 1.14	Résistance à la traction, limite d'écoulement et l'efficacité du joint correspondante pour l'alliage 7075-T6 en variant en (a) la vitesse de rotation et en (b) la vitesse d'avance (Rajakumar, Muralidharan, and Balasubramanian 2011).....	16
Figure 1.15	Résistance à la traction (a) et efficacité du joint (b) pour des soudures réalisées en alliage 6061-T6 avec des outils de différentes géométries en variant la vitesse de rotation (Elangovan, Balasubramanian, and Valliappan 2008).....	17
Figure 1.16	(a) Schéma d'une soudure FSW (b) traces semi-cylindriques laissées par l'outil sur la surface de la soudure et (c) micrographie des bandes alternées dans le plan transversal de la soudure (Krishnan 2002).....	18
Figure 1.17	(a) bande avec grains fins mais plus large et (b) bande avec grains très fins (Mahoney, Rhodes et al. 1998) .....	19
Figure 1.18	Images prises au microscope électronique à balayage (SEM) qui montre une alternance de bandes à forte et à faible concentration de précipités: (a) étude de Hamilton <i>et al.</i> (Hamilton, Dymek, and Blicharski 2008) et (b) étude de Sutton <i>et al.</i> (Sutton et al. 2002) .....	20
Figure 1.19	Variation de la dureté entre les bandes alternées (Sutton et al. 2002) .....	20
Figure 1.20	Carte EBSD correspondant à certaines bandes (Fonda et al. 2013).....	21
Figure 1.21	Cartographie sous forme de figure de pôle inverse (IPF) montrant des bandes alternées avec différentes orientations cristallographiques (Schneider and Nunes 2004) .....	22
Figure 1.22	Graphe montrant la relation entre l'espacement entre les bandes et le rapport vitesse d'avance/vitesse de rotation (Krishnan 2002) .....	24
Figure 1.23	Les trois champs d'écoulement durant le soudage par friction-malaxage: (a) rotation de corps rigide; (b) translation uniforme et (c) champ de vortex (Schneider and Nunes 2004) .....	25
Figure 1.24	Variations dans la structure en bandes en augmentant la ..... vitesse d'avance: (a) 87 mm/min; (b) 267 mm/min; (c) 342 mm/min et (d) 507 mm/min (Lee, Yeon, and Jung 2003) .....	26
Figure 1.25	Macrographies de coupes transversales de soudure par friction-malaxage d'un AA 6061-T651 (Liu and Ma 2008) .....	27
Figure 2.1	Machine de soudage par friction-malaxage de l'ÉTS.....	30



Figure 2.2	(a) outil conique utilisé à l'ÉTS et (b) outil trigone utilisé par Amèvi Tongne.....	31
Figure 2.3	Défauts visibles dans une plaque d'aluminium traitée par friction-malaxage.....	33
Figure 2.4	Aspect de surface pour une même vitesse d'avance de 100 mm/min et avec l'augmentation de la vitesse de rotation (a) 800 rpm et (b) 1600 rpm .....	34
Figure 2.5	(a) dispositif expérimental du <i>shear punch test</i> et (b) schéma de principe du <i>shear punch test</i> (Guduru et al. 2005).....	37
Figure 2.6	Courbe charge/déplacement typique lors du <i>shear punch test</i> adaptée de (Lucas 1983).....	37
Figure 2.7	Corrélation entre les propriétés en cisaillement et en traction (a) résistance maximale et (b) limite élastique (Guduru et al. 2005).....	39
Figure 2.8	Dispositif du <i>shear punch test</i> installé sur une machine MTS de l'ÉTS .....	40
Figure 3.1	Microscopie optique d'une coupe transversale d'une soudure montrant la zone malaxée contenant les bandes alternées.....	43
Figure 3.2	(a) Microscopie optique de la structure en bandes et (b) zoom sur quelques bandes alternées .....	44
Figure 3.3	Coupe transversale d'une soudure avec des bandes alternées réparties sur toute la partie inférieure (Tongne 2014) .....	45
Figure 3.4	Micrographie optique du noyau de la soudure de l'échantillon 016: (a) les bandes alternées et (b) le côté reculant.....	46
Figure 3.5	Diamètre moyen des grains dans les bandes alternées .....	47
Figure 3.6	Pourcentage des grains dont le diamètre est <3 µm, entre 6 et 10 µm et >10µm .....	47
Figure 3.7	(a) Profil de micro-dureté de la zone des bandes alternées correspondant aux trois lignes de mesure de la micrographie optique en (b).....	49
Figure 3.8	Profil de dureté dans la zone des bandes alternées de deux soudures en AA 6082-T6 en fonction de la variation de la vitesse de rotation.....	51

Figure 3.9	(a) Profil de dureté mesurée par des nano-indenteurs correspondant aux deux lignes de mesure sur la carte EBSD en (b) .....	52
Figure 3.10	(a) Image SEM de la zone autour des indentations 5 et 6; (b) Cartographie IPF de la zone autour des indentations 5 et 6; (c) Image SEM de la zone autour des indentations 14 et 15 et (d) Cartographie IPF de la zone autour des indentations 14 et 15 .....	53
Figure 3.11	(a) Schéma simplifié de la coupe transversale de la soudure et (b) Image SEM montrant les quatre zones analysées par EBSD (I à IV) .....	54
Figure 3.12	Cartographie EBSD de l'alliage 6082-T6 .....	55
Figure 3.13	Cartographie EBSD des bandes alternées correspondant à la zone I de la figure 3.11 .....	55
Figure 3.14	Cartographies EBSD de la zone de trajectoire de l'outil:(a) zone correspondant à la zone II et (b) à la zone III de la Figure 3.11 .....	56
Figure 3.15	Cartographie EBSD du côté reculant correspondant à la zone IV de la Figure 3.11 .....	57
Figure 3.16	(a) Cartographie EBSD de l'alliage 6082-T6 et le code couleur des angles des joints de grains et (b) Distribution de désorientation des grains du matériau de base .....	58
Figure 3.17	Cartographie EBSD des bandes alternées: (a) alternance entre bandes à grains grossiers et bandes à grains plus fins et (b) Ligne 1 de la Figure 3.9 avec les joints de grains et le code couleur correspondant .....	59
Figure 3.18	Cartographie EBSD et la distribution de désorientation des grains correspondante en dessous (a) zone d'une bande à gros grains et (b) zone d'une bande à grains fins .....	60
Figure 3.19	(a) Cartographie EBSD de la zone II sur la trajectoire de l'outil et (b) La distribution de désorientation correspondante .....	61
Figure 3.20	(a) Cartographie EBSD de la zone III sur la trajectoire de l'outil et (b) La distribution de désorientation correspondante .....	61
Figure 3.21	(a) Cartographie EBSD de la zone IV dans le côté reculant et (b) La distribution de désorientation correspondante .....	62

Figure 3.22	Distribution du silicium et du magnésium dans la bande à grains fins (point 5 des lignes 1 et 2) et de la bande à grains plus gros (point 6 des lignes 1 et 2) .....	67
Figure 3.23	Distribution du silicium , du fer et du manganèse dans la bande à grains fins (point 5 de la ligne 2) et de la bande à grains plus gros (point 6 de la ligne 2).....	67
Figure 3.24	Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé de l'alliage 6061-T651 .....	71
Figure 3.25	Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé de l'alliage 6082-T6 .....	71
Figure 3.26	Schéma montrant l'emplacement des poinçonnages réalisés .....	72
Figure 3.27	Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé de l'échantillon 015.....	74
Figure 3.28	Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé de l'échantillon 019.....	75
Figure 3.29	Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé de l'échantillon 020.....	75
Figure 3.30	Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé dans le haut de la soudure côté AS des quatre échantillons .....	77
Figure 3.31	Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé dans le haut de la soudure côté RS des quatre échantillons .....	78
Figure 3.32	Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé dans le bas de la soudure du côté AS avec présence des bandes alternées des quatre échantillons .....	78
Figure 3.33	Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé dans le bas de la soudure du côté RS avec présence des bandes alternées des quatre échantillons sauf pour l'échantillon 016 .....	79
Figure 3.34	Graphe des résistances maximales moyennes en cisaillement des quatre échantillons en haut et en bas du plan transversal de la soudure .....	80
Figure 3.35	Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé en haut des soudures réalisées avec l'outil trigone et l'outil conique .....	82

Figure 3.36	Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé en bas des soudures réalisées avec l'outil trigone et l'outil conique .....	82
Figure 3.37	Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé de l'échantillon 016.....	83
Figure 3.38	Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé de l'échantillon 823SS1 .....	83

## **LISTE DES ABRÉVIATIONS, SIGLES ET ACRONYMES**

AA: Alliage d'aluminium

AS: Advancing Side (côté avançant)

EBSD: Electron Backscatter Diffraction

FSW: Friction Stir Welding (soudage par friction-malaxage)

FSP: Friction Stir Process (processus de friction-malaxage)

HAGB: High Angle Grain Boundary

IPF: Inverse Pole Figure (Figure de pôle inverse)

LAGB: Low Angle Grain Boundary

OR: Onion Rings (bandes alternées)

RS: Retreating Side (côté reculant)

SEM: Scanning Electron Microscope

SPT: Shear Punch Test

ZAT: Zone Affectée Thermiquement (HAZ: Heat Affected Zone)

ZATM: Zone Affectée Thermo-Mécaniquement (TMAZ: Thermo-Mechanically Affected Zone)



## **LISTE DES SYMBOLES ET UNITÉS DE MESURE**

rpm: rotation par minute

mm/min: millimètre par minute

$\mu\text{m}$ : micromètre

N: Newton

MPa: Méga-Pascal

HV: Dureté Vicker's (Vicker's Hardness)

$\sigma_{\text{US}}$ : Résistance maximale à la traction (Ultimate tensile Strength)

$\sigma_{\text{YS}}$ : Limite d'élasticité en traction (Yield tensile Strength)

$\tau_{\text{US}}$ : Résistance maximale au cisaillement (Ultimate shear Strength)

$\tau_{\text{YS}}$ : Limite d'élasticité en cisaillement (Yield shear Strength)





## INTRODUCTION

Depuis l'invention du procédé de soudage par friction malaxage par l'institut de soudage (The Welding Institute TWI) en 1991, plusieurs études ont été menées pour comprendre l'influence des paramètres du procédé sur les caractéristiques microstructurales, thermiques et mécaniques des joints afin d'améliorer la qualité des soudures. La microstructure d'une soudure par friction-malaxage est différente de celle d'une soudure conventionnelle par fusion comme le soudage à arc (MIG et MAG). En effet, cette dernière est constituée d'un noyau de soudure en métal fondu, d'une zone affectée thermiquement et du métal de base alors qu'une soudure par friction-malaxage est caractérisée par quatre zones différentes à savoir le noyau de la soudure où le métal n'atteint pas la température de fusion, une zone affectée thermo-mécaniquement, une zone affectée thermiquement et le métal de base (YAZDIPOUR, M, and AVAL 2011). Le noyau est constitué de grains équiaxes très fins de l'ordre de quelques micromètres (Threadgill et al. 2009). Ce processus de raffinement des grains a fait débat mais la majeure partie des chercheurs s'accordent qu'il est dû à une recristallisation dynamique (Threadgill et al. 2009). D'autres phénomènes très complexes ont été observés dans la microstructure comme la formation des bandes alternées communément appelées "onion rings" dans le noyau de la soudure. Ces bandes sont observables au microscope optique sous forme de cercles dans le plan transversal de la soudure (Krishnan 2002). Les recherches de Krishnan ont apporté les premières explications à ce phénomène. Il a stipulé que ces bandes sont dues à une action simultanée de l'avancement de l'outil par rotation (Krishnan 2002). Plusieurs chercheurs se sont penchés sur l'étude des bandes alternées. Mahoney *et al* ont constaté que l'alternance entre ces bandes est due à une différence de taille de grains mais aussi de concentration de précipités (Mahoney et al. 1998). Alors que Hamilton *et al* ont trouvé que cette alternance est due uniquement à une différence de concentration de précipités (Hamilton, Dymek, and Blicharski 2008). Les résultats sont divergents et ceci est dû au fait que chaque soudure est particulière. La complexité de la microstructure fait que des recherches sont encore nécessaires afin de mieux caractériser chaque zone. Dans le but d'améliorer les propriétés mécaniques des soudures par friction-malaxage, l'étude de la microstructure est donc primordiale. Bien que ce

procédé soit automatique, ses paramètres, notamment la vitesse de rotation, la vitesse d'avance et l'outil de soudage, doivent être méticuleusement déterminés pour chaque matériau utilisé.

Dans le cadre de cette recherche, on s'intéressera à l'étude des bandes alternées qui apparaissent dans le noyau des soudures d'aluminium. L'objectif est de caractériser ces bandes et de déterminer leur influence sur les propriétés mécaniques de la soudure. Une série de soudures sera réalisée avec différents paramètres (vitesse de rotation, vitesse d'avance, outil de soudage) sur les deux alliages d'aluminium de la série 6000, à savoir le 6061-T651 et le 6082-T6 dans le but de générer des bandes alternées. Une caractérisation de la microstructure de ces bandes permettra de déterminer la taille des grains et la dureté. Ensuite, un échantillon contenant une zone assez large de bandes alternées dans un seul côté de la soudure sera sélectionné pour la comparer au côté qui n'en contient pas. Une analyse EBSD nous permettra d'étudier l'orientation des grains et leur degré de désorientation dans les différentes bandes ainsi que d'autres zones de la soudure. On finira par des *shear punch tests* afin de comparer les propriétés mécaniques de ces différentes zones.

Le premier chapitre de ce mémoire consiste en une revue de littérature expliquant l'état des connaissances du soudage par friction-malaxage en général et des bandes alternées dans la microstructure en particulier. La deuxième partie présente la démarche expérimentale adoptée dans ce travail. Les résultats obtenus ainsi que leurs interprétations seront présentés dans le troisième chapitre.

## CHAPITRE 1

### REVUE DE LITTÉRATURE

#### 1.1 Le soudage par friction-malaxage

##### 1.1.1 Principe du soudage par friction-malaxage

Le soudage par friction-malaxage (Friction Stir Welding FSW en anglais) est un procédé de soudage à l'état solide qui consiste à assembler deux pièces en les amenant dans un état pâteux grâce à un outil en rotation (Mishra and Ma 2005). Cet outil comportant un épaulement et une tige coaxiale appelée "pion", d'une longueur à peine inférieure à l'épaisseur de la plaque, tourne à vitesse constante sur la ligne de contact entre deux plaques, en butée ou qui se chevauchent, ce qui provoque un "ramollissement" du matériau (Threadgill et al. 2009). Le côté de la soudure de l'outil rotatif qui se déplace dans la même direction que la direction de déplacement, est communément appelé "Advancing Side AS" qu'on peut traduire en français par "côté avançant" de la soudure. L'autre côté, où la rotation de l'outil opposée à la direction de déplacement, est connu comme "Retreating Side RS" ou "côté reculant" de la soudure (Threadgill et al. 2009). La Figure 1.1 montre le schéma de principe du soudage par friction-malaxage.

La chaleur de friction est générée, d'abord, par le frottement entre le pion, qui plonge en premier dans la matière, et la pièce à souder puis par le frottement entre l'épaulement et la pièce à souder qui rajoute de la chaleur (Mahoney et al. 1998). La chaleur de friction provoque une zone ramollie du matériau autour de l'outil sans atteindre la température de fusion (Mahoney et al. 1998). Le soudage par friction peut être apparenté à un processus d'extrusion contraint sous l'action de l'outil (Mishra and Ma 2005; Kim et al. 2006). Si les paramètres de soudage sont bien choisis, la matière ramollie ne flue pas car elle est limitée par l'épaulement de l'outil (Threadgill et al. 2009). Le matériau extrudé est déposé pour former un joint en phase solide derrière l'outil. Le processus est par définition asymétrique, comme la plupart de la matière déformée est extrudée jusqu'au côté reculant de l'outil (Threadgill et al. 2009). Il génère des

déformations importantes à de hautes vitesses, qui sont toutes deux sensiblement plus élevées que constaté dans d'autres processus de travail des métaux à l'état solide (extrusion, laminage, forgeage, etc.) (Threadgill et al. 2009).

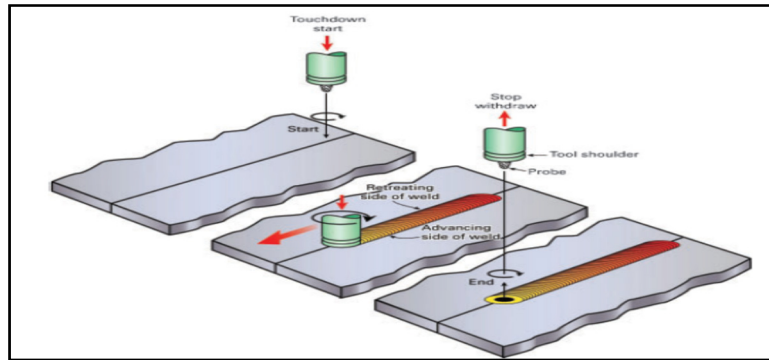


Figure 1.1 Schéma de principe du soudage par friction-malaxage (Threadgill et al. 2009)

### 1.1.2 Avantages du soudage par friction malaxage

Le soudage par friction malaxage est un procédé intéressant pour l'industrie. Maîtriser les paramètres de ce procédé, offrira plusieurs avantages à l'industrie du transport, à savoir l'allègement de la structure ainsi que d'excellentes propriétés mécaniques. C'est une excellente alternative pour les matériaux difficilement soudables, notamment les séries 2000 et 7000 des alliages d'aluminium. Le processus de soudage est à l'état solide ce qui permet d'éviter les problèmes de soudage conventionnel avec fusion, comme les porosités et les fissures en plus d'économiser l'énergie de chauffage. Il ne nécessite pas de matière d'apport ce qui constitue une économie sur les consommables mais aussi cela réduit le poids de la pièce donc constitue une économie sur l'énergie de transport. La soudure obtenue présentent de bonnes propriétés métallurgiques avec une microstructure fine et, si les paramètres du procédé sont bien choisis, on ne trouve pas de porosités, ce qui améliore les propriétés mécaniques. On obtient des soudures avec un bel aspect de surface sans matière qui déborde, ce qui épargne le traitement de surface. De plus c'est un procédé "propre" car il n'y a pas d'émission de gaz nocif, génère peu de déchets, et ne nécessite pas de solvants pour le dégraissage (Vilaça, Vidal, and Gandra 2012).

## 1.2 Paramètres du soudage par friction-malaxage

Plusieurs paramètres influencent le mouvement de la matière et les caractéristiques microstructurales et mécaniques de la soudure. Les paramètres les plus déterminants sont les vitesses de rotation et d'avance de l'outil de soudage. Mais aussi l'outil lui-même, sa géométrie, le matériau dont il est conçu et sa dureté. On note également d'autres paramètres comme la force appliquée sur l'outil, l'angle d'inclinaison de l'outil ou encore la profondeur de plonge de l'outil dans le matériau à souder.

### 1.2.1 Géométrie de l'outil

L'outil assure deux fonctions principales. Tout d'abord, il produit un frottement contre la pièce provoquant ainsi une concentration de la chaleur qui va ramollir le matériau, et il permet le mouvement de la matière du côté avançant de la soudure vers le côté reculant (Mishra and Ma 2005).

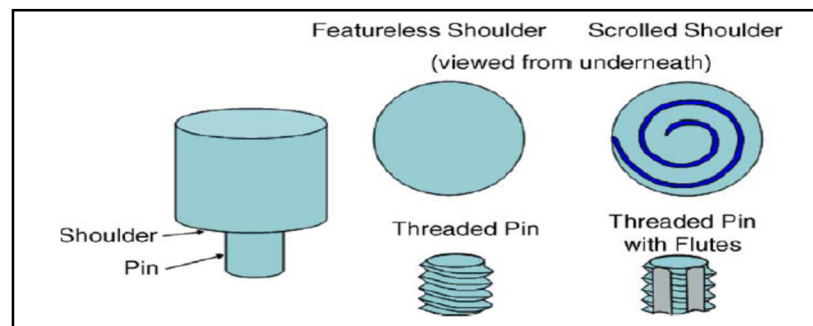


Figure 1.2 Schéma simplifié de l'outil (tige et épaulement) dans le soudage par friction-malaxage (Mishra and Ma 2005)

La tige (également appelée pion) plonge dans le matériau jusqu'à ce que l'épaulement touche la pièce. La longueur de la tige détermine la profondeur de plongée. Le frottement de l'épaulement sur la pièce provoque le taux de chaleur le plus élevé. Le design de l'outil joue un rôle important dans l'uniformité de la microstructure et ainsi les propriétés mécaniques du joint. Les tiges filetées et les épaulements concaves sont les plus utilisés car ils permettent de mieux malaxer la matière et d'éviter le débordement et les bavures (Mishra and Ma 2005).

L'angle d'inclinaison de la tige est également un paramètre important qui permet à l'épaulement de bien répartir la matière malaxée du côté avançant au côté reculant de l'outil.

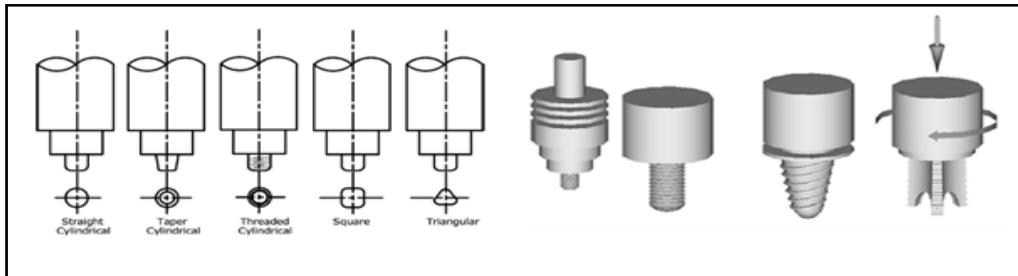


Figure 1.3 Les différentes formes de la tige (Elangovan, Balasubramanian, and Valliappan 2008) (Çam and Mistikoglu 2014)

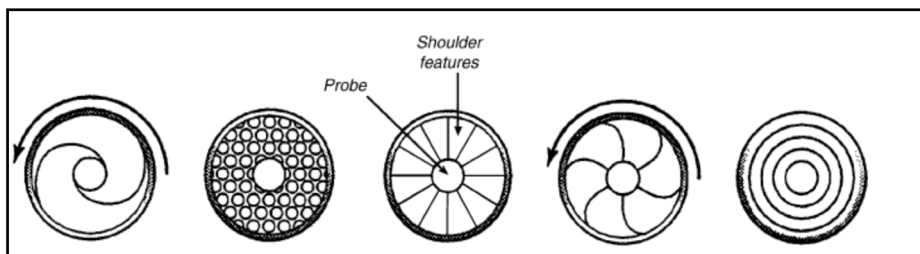


Figure 1.4 Les différentes formes d'épaulement (Mishra and Ma 2005)

### 1.2.2 Les vitesses de rotation et d'avance

Les vitesses de rotation et d'avance sont deux paramètres très importants dans le soudage par friction-malaxage car ils déterminent la qualité de la soudure. La rotation de l'outil  $\omega$  est exprimée en rotation par minute (rpm) et la vitesse d'avance de l'outil  $\gamma$ , en millimètre par min (mm/min).

### 1.3 Caractéristiques de la microstructure

#### 1.3.1 Les différentes zones d'une pièce soudée

La microstructure est caractérisée par trois zones distinctes: Le noyau de la soudure (appelé "Nugget" en anglais), la zone affectée thermo-mécaniquement (TMAZ : Thermo-Mechanically Affected Zone) et la zone affectée thermiquement (HAZ : Heat Affected Zone).

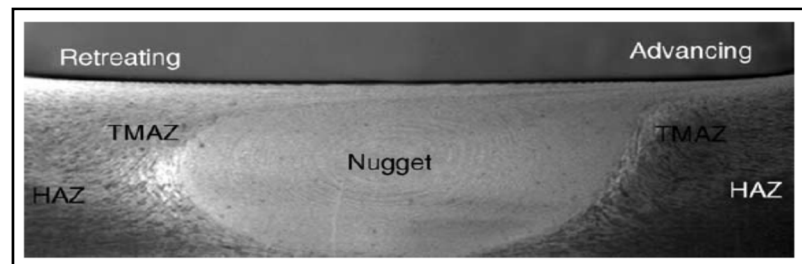


Figure 1.5 Microstructure des différentes zones dans un joint pendant le FSW (Mishra and Ma 2005)

##### 1.3.1.1 Le noyau de la soudure

Durant le FSW, le joint soudé subit une déformation plastique intense et une augmentation importante de la température. Ceci conduit à une recristallisation dynamique dans le noyau. Cette zone est donc constituée de grains recristallisés équiaxes très fins. L'interface entre le noyau de la soudure et le métal de base est confuse du côté reculé RS et assez démarquée du côté avançant AS. Le diamètre de la tige affecte naturellement la dimension de cette zone, mais il a été remarqué que le noyau est légèrement plus grand que le diamètre de la tige comme le montre la Figure 1.6 (Reynolds 2000).

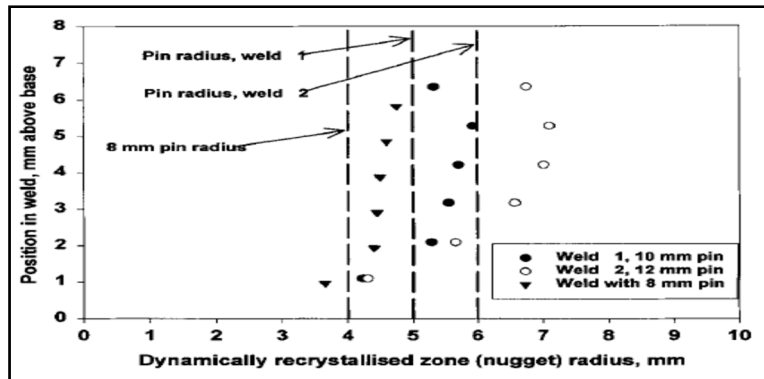


Figure 1.6 Effet du diamètre de la tige sur la dimension du noyau d'une soudure en AA2195-T8 (Reynolds 2000)

### 1.3.1.2 La zone affectée thermo-mécaniquement

La zone affectée thermo-mécaniquement (ZATM), représentée entre les deux lignes rouges dans la Figure 1.7, se situe directement près du noyau de la soudure et avant le matériau de base. Cette zone est caractéristique du soudage par friction-malaxage (Mahoney et al. 1998). Comme son nom l'indique, elle subit des transformations thermiques et des déformations mécaniques des déformations plastiques, en l'occurrence. Cependant, les déformations plastiques ne sont pas assez importantes pour permettre la recristallisation des grains qui sont allongés mais gardent leur grande taille (Mahoney et al. 1998; Ma, Mishra, and Mahoney 2002). Dans cette zone, on parle plutôt de la restauration des grains qui contiennent un taux élevé de sous-grains avec des joints à faible angle de désorientation (Sato et al. 1999).



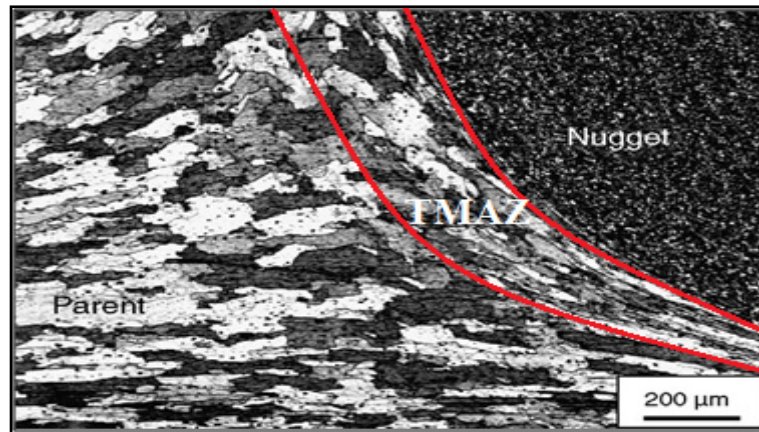


Figure 1.7 Micrographe représentant la zone affectée thermo-mécaniquement entre le noyau et le matériau de base d'un processus par friction-malaxage sur un AA7075 (Ma, Mishra, and Mahoney 2002)

### 1.3.1.3 La zone affectée thermiquement

La zone affectée thermiquement (ZAT) se situe entre la zone affectée thermo-mécaniquement et le matériau de base. Elle subit un cycle thermique mais pas de déformations mécaniques. Selon certains chercheurs, les grains gardent le même aspect que ceux du matériau d'origine et on les distingue généralement par la valeur de leur dureté (Mishra and Ma 2005; Lee, Yeon, and Jung 2003; Threadgill et al. 2009). Alors que d'autres, comme Sharma *et al.* ont stipulé que la taille des grains augmente par effet de la température par rapport au matériau de base (Sharma, Dwivedi, and Kumar 2012). Dépendamment des paramètres de soudage, la température atteinte dans cette zone va dissoudre les précipités fins au dépend des plus gros. Durant le refroidissement, les précipités grossissent traduisant ainsi un sur-vieillissement (Mahoney et al. 1998). Il a été démontré, par plusieurs chercheurs, que la fracture sous tension d'un joint soudé par friction-malaxage se produit généralement dans cette zone (Mahoney et al. 1998).

### 1.3.2 Taille des grains dans le noyau de la soudure FSW

Les paramètres de soudage influencent la taille des grains recristallisés dans le joint. La taille peut varier de quelques microns mais peut également dans certaines conditions ne pas dépasser 1  $\mu\text{m}$  (Mishra and Ma 2005). Le Tableau 1.1 réalisé par Mishra *et al.* résume les données de plusieurs recherches dans la littérature et montre la taille de grains obtenue dans le noyau de soudure de plusieurs alliages d'aluminium en citant les paramètres de soudage (les vitesses de rotation et d'avance et l'outil utilisé) (Mishra and Ma 2005). Pendant le soudage, une vitesse élevée de rotation de l'outil ou un taux élevé du rapport vitesse de rotation/vitesse d'avance, conduit à un degré élevé de déformation et une augmentation de la température. Ce taux élevé de déformation mène à la diminution de la taille des grains, alors que la haute température provoque la germination et la croissance des grains. Ainsi, la taille des grains augmente si on augmente la vitesse de rotation de la tige ou si le rapport vitesse de rotation/vitesse d'avance augmente, comme le montre la Figure 1.8 (Ma, Mishra, and Mahoney 2002).

Tableau 1.1 Taille des grains pour différents alliages d'aluminium et différents paramètres de FSW (Mishra and Ma 2005)

Material	Plate thickness (mm)	Tool geometry	Rotation rate (rpm)	Traverse speed (mm/min)	Grain size ( $\mu\text{m}$ )
7075Al-T6	6.35	—	—	127	2–4
6061Al-T6	6.3	Cylindrical	300–1000	90–150	10
Al-Li-Cu	7.6	—	—	—	9
7075Al-T651	6.35	Threaded, cylindrical	350, 400	102, 152	3.8, 7.5
6063Al-T4, T5	4.0	—	360	800–2450	5.9–17.8
6013Al-T4, T6	4.0	—	1400	400–450	10–15
1100Al	6.0	Cylindrical	400	60	4
5054Al	6.0	—	—	—	6
1080Al-O	4.0	—	—	—	20
5083Al-O	6.0	—	—	—	4
2017Al-T6	3	Threaded, cylindrical	1250	60	9–10
2095Al	1.6	—	1000	126–252	1.6
Al-Cu-Mg-Ag-T6	4.0	—	850	75	5
2024Al-T351	6.0	—	—	80	2–3
7010Al-T7651	6.35	—	180, 450	95	1.7, 6
7050Al-T651	6.35	—	350	15	1–4
Al-4Mg-1Zr	10	Threaded, cylindrical	350	102	1.5
2024Al	6.35	Threaded, cylindrical	200–300	25.4	2.0–3.9
7475Al	6.35	—	—	—	2.2
5083Al	6.35	Threaded, cylindrical	400	25.4	6.0
2519Al-T87	25.4	—	275	101.6	2–12

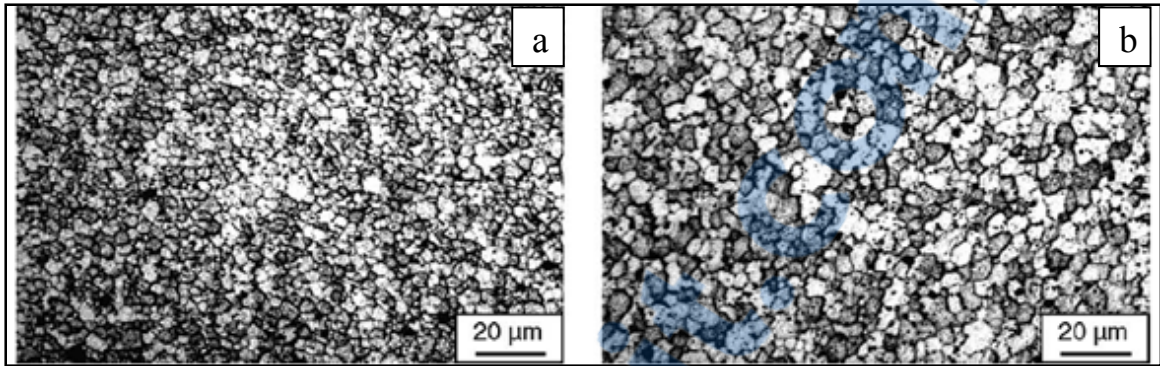


Figure 1.8 Effet de la vitesse de rotation et la vitesse d'avance de l'outil sur la taille des grains pour AA7075-T651: (a) 350 rpm, 152 mm/min (b) 400 rpm, 102 mm/min (Ma, Mishra, and Mahoney 2002)

Mishra *et al.* ont également constaté que le gradient de température varie dans l'épaisseur du joint. Ils ont observé une différence de la taille de grains entre le haut du joint et le bas qui est en contact avec une plateforme où la chaleur se dissipe ainsi qu'entre le AS et RS. La température est moins importante dans le bas du noyau de la soudure ce qui retarde la croissance des grains d'où leur taille plus fine comparée à la partie supérieure comme l'illustre la Figure 1.9 (Mishra and Ma 2005).

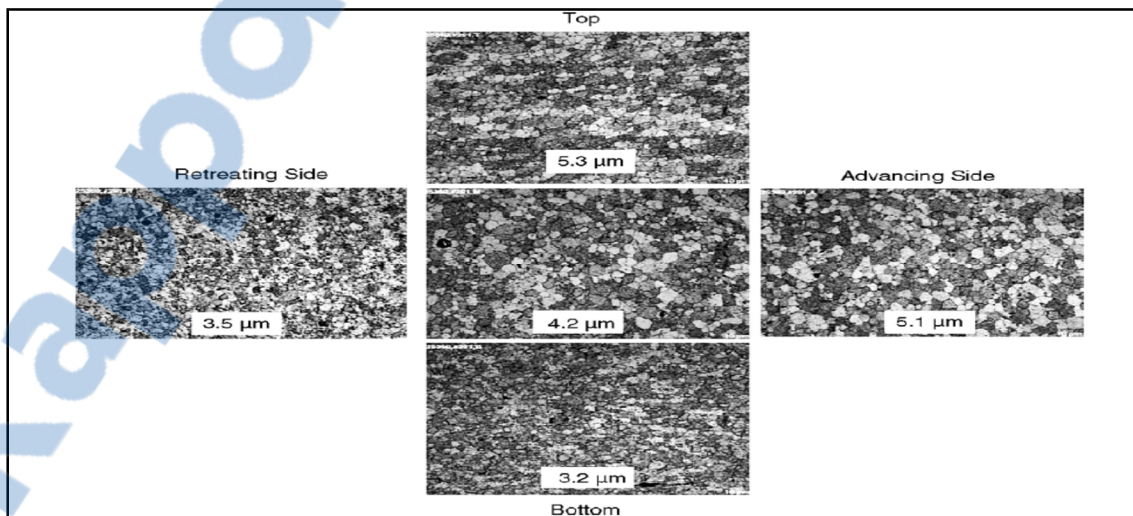


Figure 1.9 Taille des grains dans différentes zones du noyau de la soudure pour AA 7050 (Mishra and Ma 2005)

#### 1.4 Influence des paramètres du soudage sur la distribution de la chaleur

La chaleur distribuée lors du soudage est déterminante pour la qualité du joint (microstructure, contraintes résiduelles, distorsion, propriétés mécaniques). Le procédé de soudage par friction malaxage se produit à l'état solide, car le matériau n'atteint pas la température de fusion et ne dépasse pas 80% de la température de fusion  $T_f$  (Tang et al. 1998). La chaleur est produite par le frottement de l'outil (épaulement + tige) contre la pièce et par l'énergie de déformation plastique (Çam and Mistikoglu 2014). La température atteinte dans le matériau est principalement conditionnée par les vitesses d'avance et de rotation de l'outil et de la force appliquée.

Les températures les plus élevées ont été obtenues avec des vitesses de rotation élevées et des vitesses d'avance faibles; on désigne ces soudures par soudures chaudes "hot weld". Alors que les températures plus faibles sont obtenues avec des vitesses de rotation faibles à moyennes et des vitesses d'avance élevées et on désigne ces soudures par soudures froides "cold weld" (Threadgill et al. 2009). Ainsi la température augmente si la vitesse de rotation augmente et diminue quand la vitesse d'avance augmente, comme le montre la Figure 1.10 (Torres Obregon 2011).

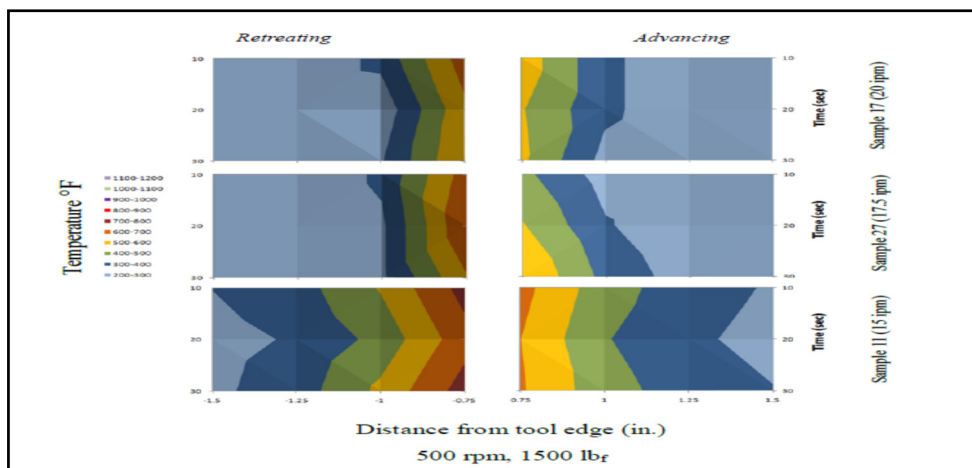


Figure 1.10 Profil de la température avec une vitesse de rotation de 500 rpm et en variant la vitesse d'avance dans une soudure en AA6061-T6 (Torres Obregon 2011)

## 1.5 Les propriétés mécaniques d'une soudure par friction-malaxage

### 1.5.1 La dureté

Le profil de la micro-dureté varie selon les paramètres de soudage. Ces derniers influent aussi sur le taux de déformation, la variation de la température et le temps d'exposition du matériau aux hautes températures. La courbe de micro-dureté des alliages d'aluminium à durcissement structural a un profil typique en W dont un exemple est illustré dans la Figure 1.11. La partie la plus dure de la soudure est le noyau car cette zone subit une déformation plastique sévère qui lui confère des grains très fins. En plus, cette zone atteint une température proche de la température de mise en forme  $529^{\circ}\text{C}$ , ce qui conduit à un vieillissement naturel qui va augmenter sa dureté. La partie la moins dure est la zone affectée thermiquement car la chaleur fait augmenter la taille des grains. Cette tendance est différente pour les alliages d'aluminium à durcissement par écrouissage. En effet, Svensson *et al.* ont trouvé que, contrairement à l'alliage 6082, l'alliage 5083 garde un profil de dureté constant tout au long de la soudure comme le montre la Figure 1.12 (Svensson et al. 2000).

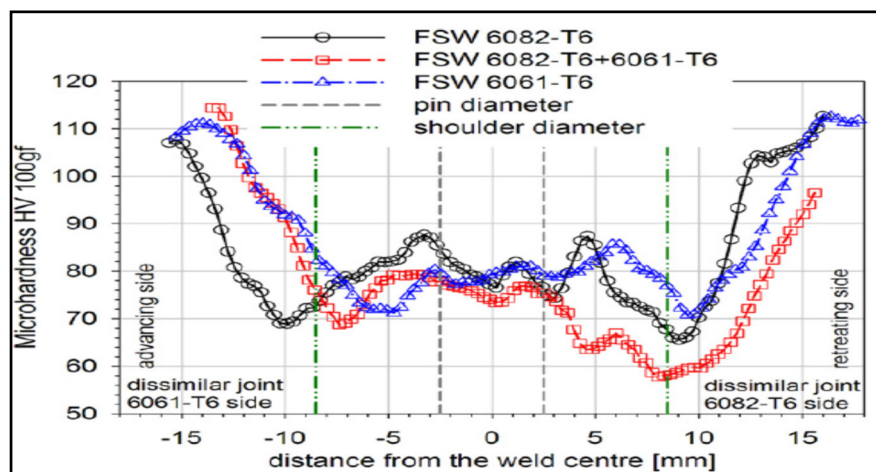


Figure 1.11 Profil de micro-dureté en "W" (Moreira et al. 2009)

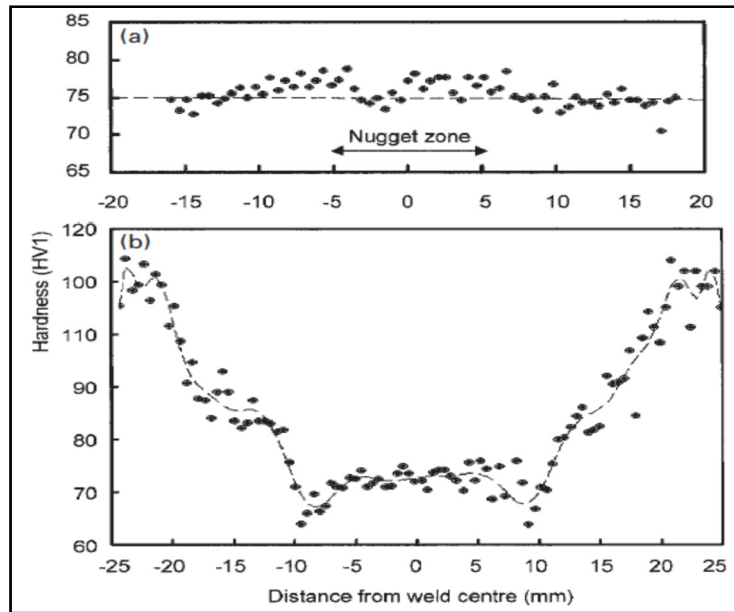


Figure 1.12 Profil de micro-dureté d'un alliage d'aluminium 5083 (en haut) et d'un alliage 6082 (en bas) (Svensson et al. 2000)

L'augmentation de la vitesse de rotation ou la diminution de la vitesse d'avance augmente la température et permet un bon malaxage des matériaux. Ceci a pour effet d'augmenter les propriétés mécaniques dont la dureté et de réduire les défauts de tunnel et de vide. Le tunnel est une cavité qui persiste et se prolonge le long de la soudure. La Figure 1.13 représente un profil de dureté montrant l'augmentation de la dureté en passant d'une vitesse de rotation de 500 rpm à 2000 rpm. Cependant, quand la vitesse de rotation est trop élevée ou la vitesse d'avance est trop lente, ces conditions provoquent des fusions locales du matériau, des bavures et le grossissement des grains dans le noyau qui détériorent la qualité de la soudure (Rajakumar, Muralidharan, and Balasubramanian 2011). Dans les soudures par friction-malaxage des alliages d'aluminium à durcissement structural, la dureté dépend faiblement de la taille des grains et est plutôt fortement liée à la distribution des précipités (Sato et al. 1999; Lee, Yeon, and Jung 2003). La dureté dans le noyau va diminuer car les précipités durcissant très fins vont se dissoudre et les précipités restants vont se regrouper grossissant ainsi leur taille et vont migrer dans les zones affectées thermo-mécaniquement TMAZ et affectées thermiquement HAZ à cause des écoulements plastiques sévères que subit la zone de recristallisation dynamique .

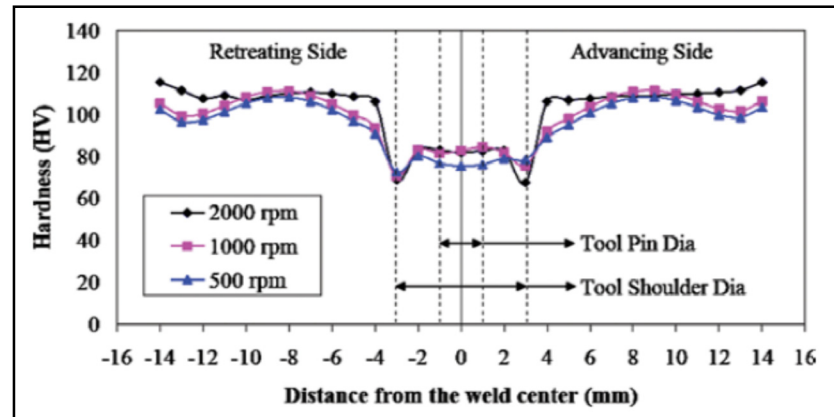


Figure 1.13 Augmentation de la dureté avec l'augmentation de la vitesse de rotation dans une soudure FSW de l'alliage 6061-T6 (Ganesh and Kumar 2015)

### 1.5.2 La résistance mécanique

Plusieurs recherches ont été menées sur des soudures par friction-malaxage afin de déterminer les paramètres optimaux pour un matériau donné conduisant à un joint dont les propriétés mécaniques se rapprochent le plus possible au matériau de base. Dans cette optique, Rajakumar *et al.* se sont penchés sur l'étude d'une longue série de soudures faites en alliage d'aluminium 7075-T6 en variant les paramètres du procédé (vitesse d'avance et de rotation, force appliquée) ainsi que les paramètres de l'outil (diamètre de l'épaulement et du pion, dureté de l'outil). Ils ont constaté que tous ces paramètres influencent la résistance mécanique de la soudure. Ils ont conclu que, pour cet alliage, l'efficacité du joint (joint efficiency), qui est le rapport entre les propriétés mécaniques du matériau de base et celles de la soudure, est de 77% pour une vitesse de rotation de 1400 rpm, une vitesse d'avance de 60 mm/min, une force axiale de 8 kN et avec des paramètres d'outil qui sont les suivants: un diamètre d'épaulement de 15 mm, un diamètre de tige de 5 mm avec une dureté de 45 HRC. Pour les autres paramètres utilisés, les propriétés mécaniques étaient moins intéressantes en plus de la présence des défauts de cavité. La Figure 1.14 montre les résultats des tests de traction (résistance à la traction et limite d'écoulement) ainsi que l'efficacité du joint correspondante de soudures réalisées en variant, dans un premier temps, la vitesse de rotation puis la vitesse d'avance (Rajakumar, Muralidharan, and

Balasubramanian 2011). Elangovan *et al.* ont étudié des soudures réalisées avec un alliage d'aluminium 6061-T6. Ils ont obtenu une efficacité de joint d'environ 65% comme le montre la Figure 1.15 après avoir essayé des outils de géométries différentes et varié la vitesse de rotation tout en gardant la même vitesse d'avance de 70 mm/min. Une vitesse de 1200 rpm et un outil en de forme de carré ont donné la meilleure valeur de résistance mécanique de 17 MPa (Elangovan, Balasubramanian, and Valliappan 2008).

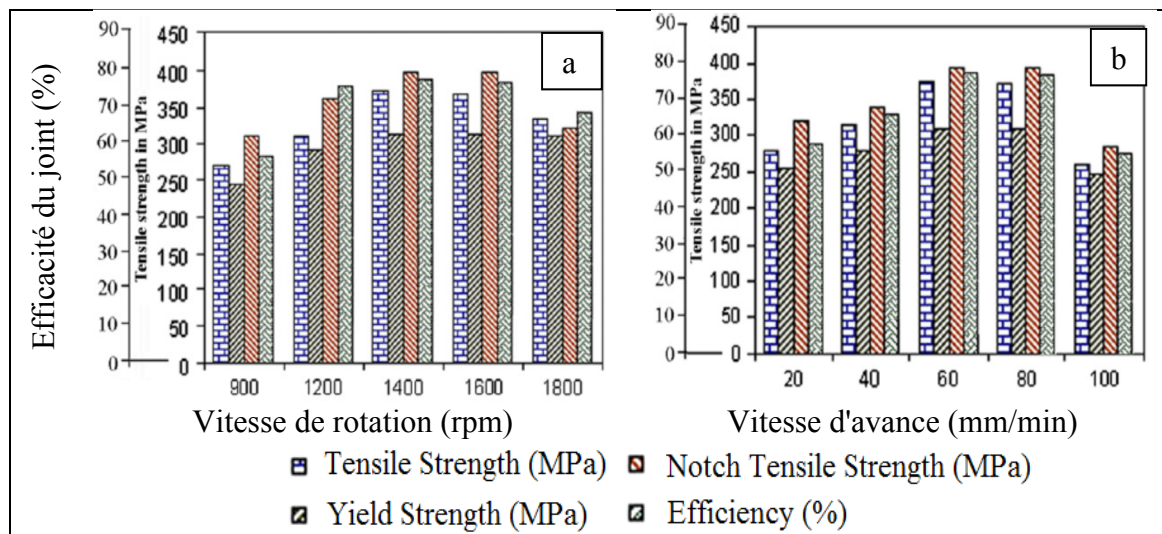
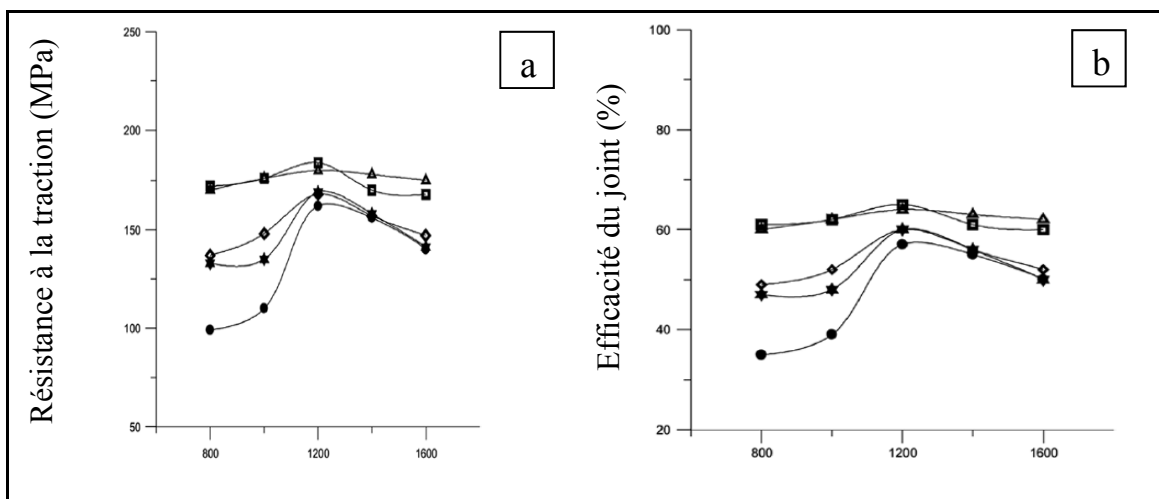


Figure 1.14 Résistance à la traction, limite d'écoulement et l'efficacité du joint correspondante pour l'alliage 7075-T6 en variant en (a) la vitesse de rotation et en (b) la vitesse d'avance (Rajakumar, Muralidharan, and Balasubramanian 2011)





Vitesse de rotation (rpm)		Vitesse de rotation (rpm)	
● cylindrique droit	★ fileté	▲ triangulaire	
◆ cylindrique conique	■ carré		

Figure 1.15 Résistance à la traction (a) et efficacité du joint (b) pour des soudures réalisées en alliage 6061-T6 avec des outils de différentes géométries en variant la vitesse de rotation (Elangovan, Balasubramanian, and Valliappan 2008)

### 1.6 Les bandes alternées dans la microstructure d'une soudure par friction-malaxage

L'un des phénomènes qui nous interpelle lors de l'observation d'une soudure par friction-malaxage est la présence de bandes de matière alternées dans le noyau de la soudure. L'un des premiers chercheurs qui s'est intéressé à l'étude de ces bandes et qui leur a donné l'appellation de "onion rings" est Krishnan (Krishnan 2002). Ce nom est dû à la ressemblance de ces bandes à des "rondelles d'oignon" comme on peut le voir sur la Figure 1.16. On distingue, tout d'abord, la trace laissée par l'outil tout au long de la direction de soudage visible à l'œil nu, puis, sur le plan transversale, les bandes alternées qui, elles, sont visibles au microscope optique. Ces bandes intrigues les chercheurs par la complexité de leur formation et leur impact sur les propriétés mécaniques. En effet, ces bandes apparaissent même lors d'un simple processus de friction-malaxage (en anglais Friction Stir Process FSP) sans jointure entre deux plaques.

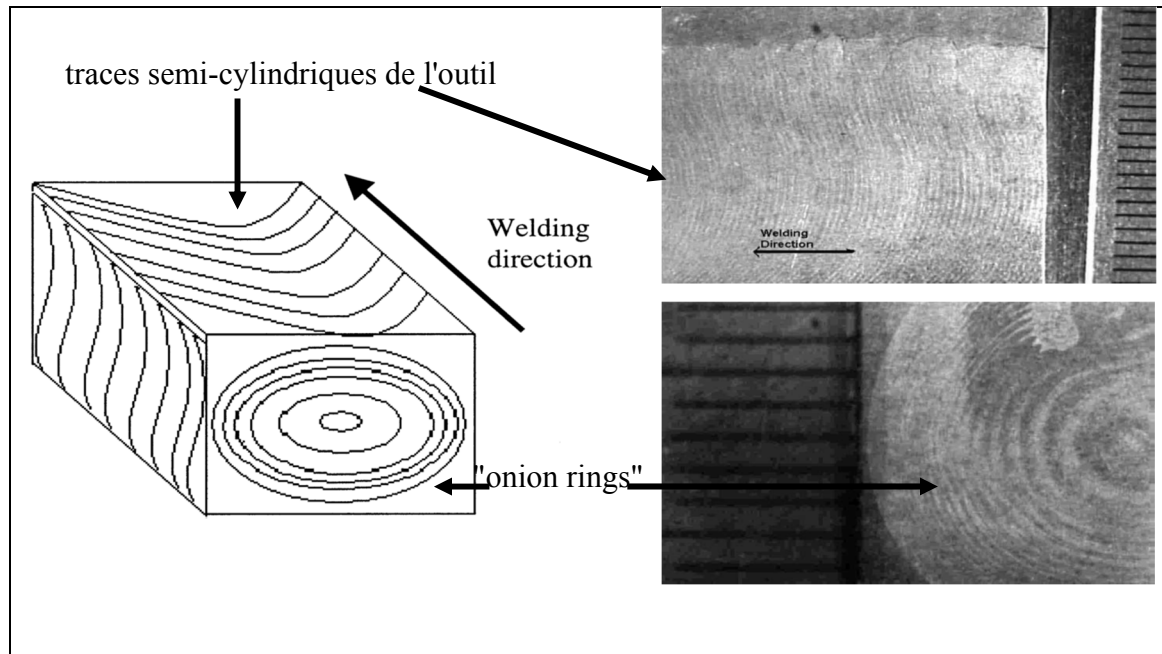


Figure 1.16 (a) Schéma d'une soudure FSW (b) traces semi-cylindriques laissées par l'outil sur la surface de la soudure et (c) micrographie des bandes alternées dans le plan transversal de la soudure (Krishnan 2002)

## 1.6.1 Caractéristiques de la microstructure des bandes alternées

### 1.6.1.1 La taille des grains dans les bandes alternées

Une des premières constatations faite par Mahoney *et al.* sur un alliage d'aluminium 7075-T651, était une alternance de taille de grains entre les différentes bandes. Il a, ainsi, trouvé des bandes avec des grains très fins de l'ordre de 3 à 5  $\mu\text{m}$  et des bandes avec des grains fins mais plus gros que ceux de l'autre bande de l'ordre de 5 à 10  $\mu\text{m}$  (Mahoney et al. 1998).

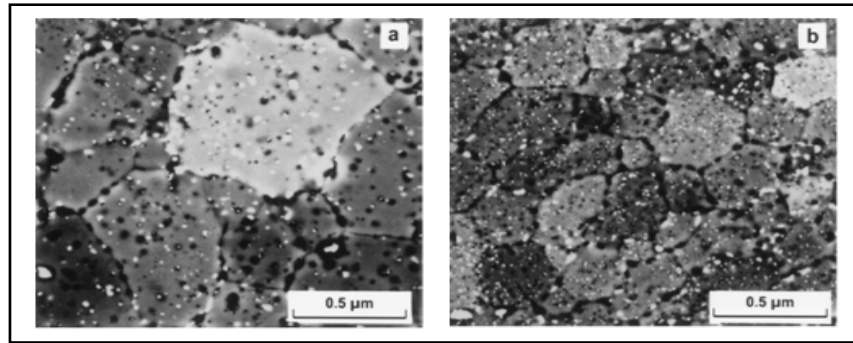


Figure 1.17 (a) bande avec grains fins mais plus large et (b) bande avec grains très fins (Mahoney, Rhodes et al. 1998)

### 1.6.1.2 Les précipités dans les bandes alternées

Dans leur même étude sur l'alliage d'aluminium 7075-T651, Mahoney et *al.* ont également constaté une différence dans la concentration des précipités. La Figure 1.17 montre que les bandes ayant les grains les plus gros avaient une densité moins élevés en précipités (Mahoney et al. 1998). Plus tard, Hamilton et *al.* ont trouvé cette même différence de densité en particules de phases secondaires entre les bandes qu'ils ont appelées "bande riche en particules" et "bande faible en particules". Ils ont précisé qu'il est préférable de choisir cette terminologie car la désignation par bandes claires et bandes sombres dépend de la technologie d'imagerie utilisée. Ils ont, néanmoins, trouvé que la bande riche en particules était claire (bande contenant les particules blanches sur la Figure 1.18 (a) et que la bande pauvre en particules était foncée (bande ne contenant pas de particules blanches sur la Figure 1.18 (a)). (Hamilton, Dymek, and Blicharski 2008). L'origine de la formation de ces bandes sera expliquée dans le paragraphe 1.6.2. Sutton et *al.* sont arrivés aux mêmes constatations, mais ont également remarqué que les bandes contenant plus de particules ont une dureté plus élevée que celles en contenant moins comme le montre les Figures 1.18 (b) et 1.19 (Sutton et al. 2002).

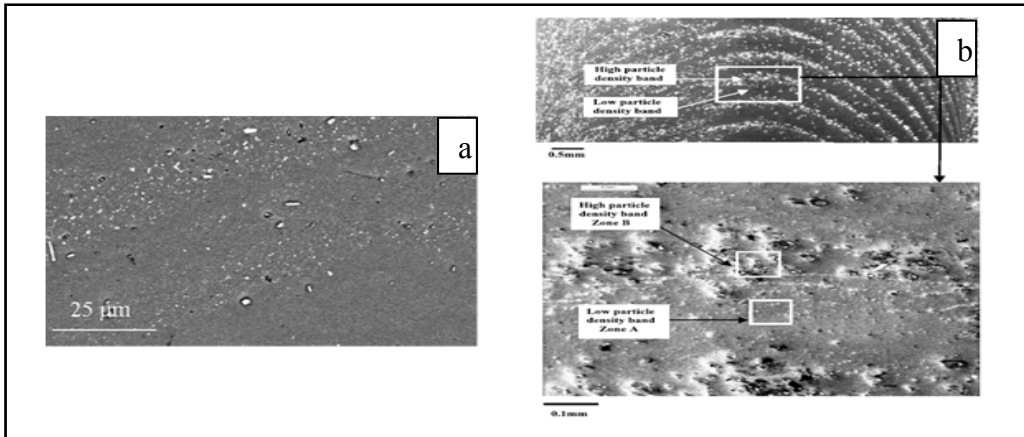


Figure 1.18 Images prises au microscope électronique à balayage (SEM) qui montre une alternance de bandes à forte et à faible concentration de précipités: (a) étude de Hamilton *et al.* (Hamilton, Dymek, and Blicharski 2008) et (b) étude de Sutton *et al.* (Sutton et al. 2002)

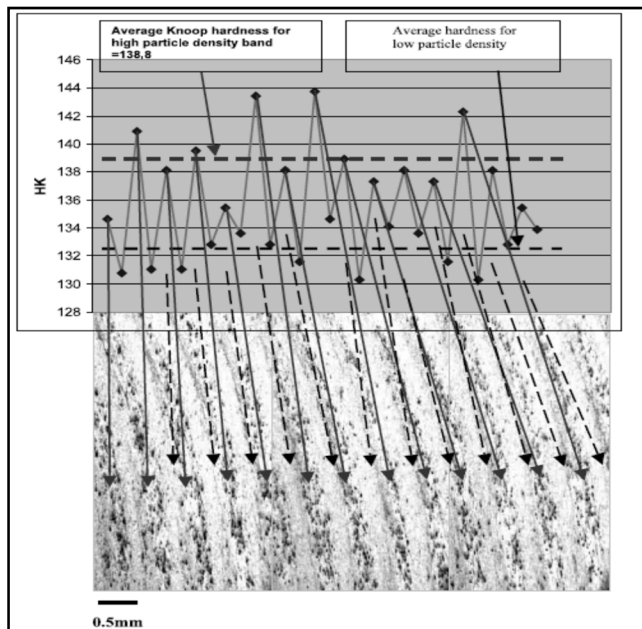


Figure 1.19 Variation de la dureté entre les bandes alternées (Sutton et al. 2002)

### 1.6.1.3 Orientation des grains des bandes alternées

Des études plus récentes ont montré une différence dans l'orientation des grains entre les bandes alternées. Les analyses ont été réalisées dans le plan normal de la soudure, c'est à dire qu'elles ont été faites sur les traces semi-cylindriques laissées par l'outil tout au long de la surface de la pièce que certains chercheurs appellent bandes alternées. Fonda *et al.* ont réalisé une étude sur une soudure d'un alliage d'aluminium 2195 et ont remarqué une alternance de l'orientation des grains dans les différentes bandes comme le montre la cartographie par diffraction des électrons rétrodiffusés (Electron Backscatter Diffraction EBSD) de la Figure 1.20 ainsi qu'une alternance de texture de cisaillement pur. Ils ont conclu que cette alternance de texture est due à l'extrusion périodique opérée par l'outil et qu'elle pouvait engendrer les "onion rings" à l'intérieure de la soudure (Fonda et al. 2013). L'espacement entre ces demi-cercles est constant et correspond au rapport entre la vitesse d'avance et la vitesse de rotation. Prangnell et Heason avaient également abouti à ces constatations lors d'une étude sur le même alliage. Ayant utilisé un outil fileté avec trois faces plates, ils ont attribué l'alternance de ces bandes à une perturbation du flux de matière chaque fois que la face de l'outil transporte la matière dans le côté reculant. En revanche, ils n'avaient pas trouvé une corrélation entre cette alternance et la taille des grains (Prangnell and Heason 2005).

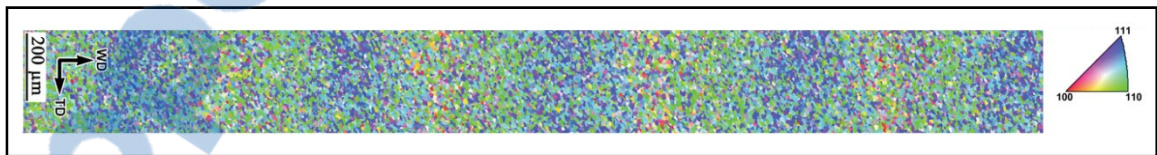


Figure 1.20 Carte EBSD correspondant à certaines bandes (Fonda et al. 2013)

Cependant, les bandes alternées qu'on trouve dans le plan transversal de la soudure ont un aspect différent, comme expliqué précédemment. Des chercheurs, comme Shneider et Nunes, ont également trouvé une alternance d'orientation des grains entre les différentes bandes dans le plan transversal comme le montre la Figure 1.21 qui représente une analyse EBSD d'une

coupe transversale d'une soudure d'un alliage d'aluminium 2195-T81 (Schneider and Nunes 2004).

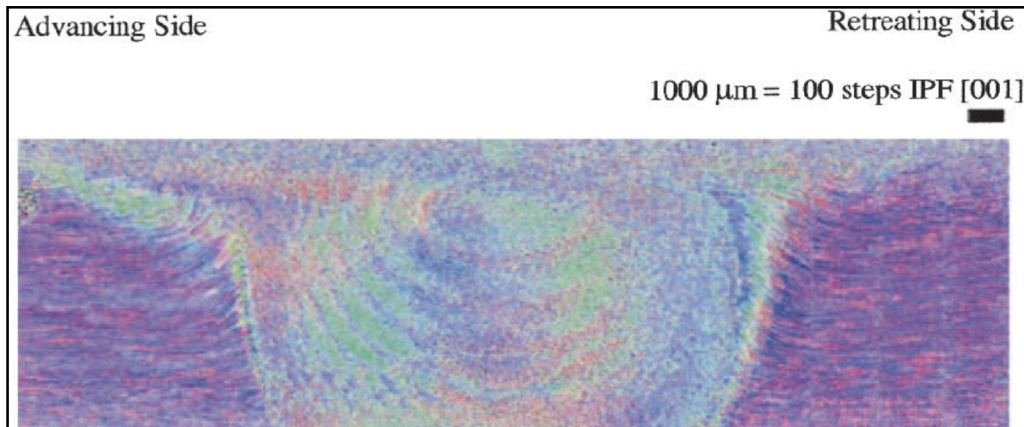


Figure 1.21 Cartographie sous forme de figure de pôle inverse (IPF) montrant des bandes alternées avec différentes orientations cristallographiques (Schneider and Nunes 2004)

### 1.6.2 Origine des bandes alternées

Grâce aux recherches de Krichnan, on a obtenu les premières hypothèses sur l'origine de la formation des bandes alternées. Mais avant lui, d'autres chercheurs ont essayé de comprendre le mouvement de matière car jusque là on s'intéressait au développement de meilleurs outils et à l'amélioration des paramètres de soudage. En effet, le mouvement de la matière dans les soudures par friction-malaxage est très complexe. Plusieurs chercheurs, comme Colligan, se sont penchés sur le sujet en utilisant différentes techniques (Hamilton, Dymek, and Blicharski 2008). Dans le cadre d'une recherche financée par la société américaine de soudage en 1999, Colligan a utilisé deux techniques différentes afin de traquer le chemin suivi par la matière à l'intérieur d'une soudure de deux plaques en alliage d'aluminium 6061-T6 et une autre soudure en alliage 7075-T6. La première technique est un traçage ou marquage avec des grenailles d'acier appelé en anglais "steel shot tracer technique" qui consiste à insérer, comme son nom l'indique, des billes d'acier dans la jointure des deux plaques à souder, puis, grâce à leur position finale, analyser le mouvement de la matière (Colligan 1999). Pour réaliser cette technique,

Colligan a usiné des petites rainures dans différents niveaux de profondeur aux extrémités des plaques à souder. Les rainures avaient une longueur de 0.75 mm et une profondeur de 0.3 mm et y a inséré des billes de 0.38 mm. La deuxième technique appelée "stop action technique" consiste à arrêter brusquement la procédure de soudage et à retirer l'outil de manière à garder la matière entre ses filetages pour pouvoir en analyser le flux (Colligan 1999). Il a constaté que, dans la soudure, la matière n'est pas toujours malaxée et qu'une partie est juste extrudée. Le métal malaxé proviendrait du haut de la soudure et serait poussé vers le bas par l'outil et la matière qui se trouve plus en profondeur est extrudée vers le côté reculant puis remonte vers le haut grâce à l'avancement de l'outil (Colligan 1999). Concernant la structure en bandes qu'il a observé dans le plan vertical du bas de la soudure, il a expliqué qu'elle proviendrait de la matière dans la moitié inférieure des plaques (Colligan 1999).

La technique de traçage a été utilisée par d'autres chercheurs mais avec des marqueurs différents. Hamilton *et al.* ont étudié une soudure en alliage d'aluminium extrudé 6061-T6 et ont proposé un modèle numérique prédisant le mouvement de la matière mais restreint à certaines conditions. Ils ont réalisé une jointure entre deux plaques avec des directions d'extrudage perpendiculaires et ont plaqué la surface supérieure (qui sera en contact avec l'épaulement) avec une fine couche d'étain de 0.05 mm afin de suivre le mouvement de la matière. Ils ont découvert que les bandes alternées étaient composées de bandes riches en particules et d'autres pauvres en particules comme expliqué dans le paragraphe 1.6.1.2. En étudiant la composition chimique des bandes grâce à une analyse dispersive en énergie (Energy-dispersive X-ray spectroscopy EDS en anglais), ils ont trouvé que les bandes riches en particules contenaient des précipités  $Mg_2Si$  mais aussi une forte densité d'étain alors que les bandes pauvres en particules n'en contenaient pas. Les zones affectées thermo-mécaniquement et thermiquement ne contenaient pas non plus des précipités. Ils ont alors conclu que les bandes riches en particules proviendraient de la surface des plaques et celles pauvres en particules de la matière plus en profondeur dans la soudure (Hamilton, Dymek, and Blicharski 2008).

Threadgill a démontré que les bandes alternées résultent de l'action simultanée de l'avancement de l'outil par rotation. Il a également souligné que ces bandes n'affectent pas les propriétés du joint soudé. Krishnan a rejoint cet avis sans préciser l'impact sur les propriétés (Krishnan 2002). Selon Krishnan, les bandes alternées sont dues à la chaleur de frottement

provoquée par la rotation de l'outil et son avancement qui, combinés, permettent le mouvement de la matière vers le côté reculant (RS) et l'extrusion du matériau. Il a remarqué que les cercles formés par ces bandes sont espacés de manière plus étroite à mesure que l'on s'approche des bords du noyau. Il a conclu aussi que la distance entre ces cercles est égale au déplacement de l'outil pendant une rotation comme le montre son graphe dans la Figure 1.22 (Krishnan 2002).

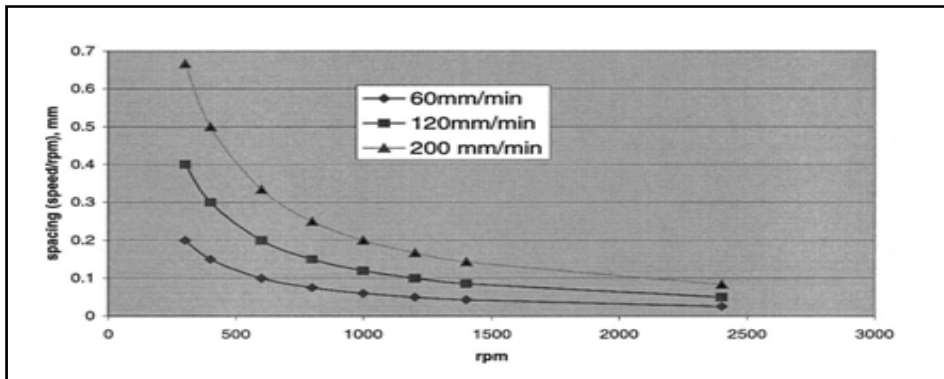


Figure 1.22 Graphe montrant la relation entre l'espacement entre les bandes et le rapport vitesse d'avance/vitesse de rotation (Krishnan 2002)

Dans leur étude de l'alliage d'aluminium 2195-T81, Shneider et Nunes ont présenté les différents flux qui régissent la matière durant le procédé de soudage par friction-malaxage. Ils ont développé un modèle suivant lequel la matière dans le côté avançant subirait une rotation de corps rigide en un flux turbulent et la matière dans le côté reculant suivrait un chemin direct sans contourner l'outil. Cette dernière hypothèse serait l'explication de l'orientation cristallographique aléatoire des grains dans le côté reculant. À ces deux modes d'écoulement, s'ajoute un champ de vortex poussant la matière du haut de la soudure vers le bas puis du bas vers le haut. Ces trois modes combinés, illustrés dans un schéma simplifié dans la Figure 1.23, conduisent à des historiques thermique et mécanique différentes ce qui mène à une microstructure hétérogène mais aussi à la formation des bandes alternées (Schneider and Nunes 2004)



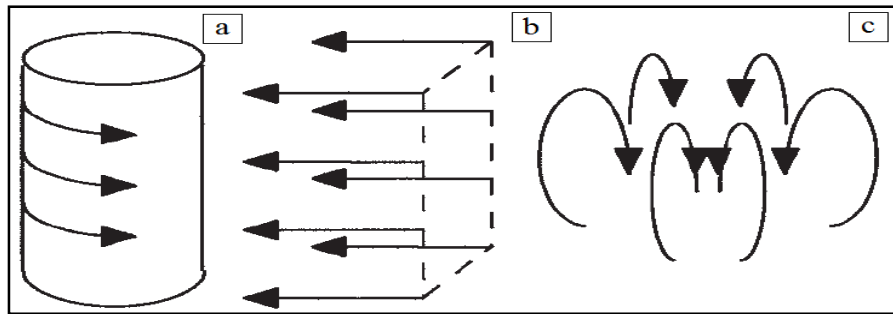


Figure 1.23 Les trois champs d'écoulement durant le soudage par friction-malaxage: (a) rotation de corps rigide; (b) translation uniforme et (c) champ de vortex (Schneider and Nunes 2004)

Plus récemment, Tongne *et al.* ont développé un modèle thermofluide en éléments finis qui permet de prédire la formation des bandes alternées sous l'influence des paramètres de soudage. Une partie de leurs échantillons fera l'objet d'une étude dans notre travail. Ils ont utilisé un outil trigone dans leurs essais expérimentaux afin de les comparer aux résultats numériques. Ils sont partis de l'hypothèse que ces bandes sont formées par des dépôts de couches de matières successives du côté avançant vers le côté reculant, grâce à la combinaison de l'avance et la rotation de l'outil. Ils ont expliqué que ce sont les trois pointes de l'outil qui guident la matière. Toutes ces pointes sont responsables de l'arrachement de la matière du matériau de base. Quand une pointe tourne, elle crée un vide facilitant ainsi l'extrusion du métal par l'autre pointe, qui remplit ce vide. Ils ont défini l'interaction entre l'outil et la matière en trois zones: une première zone où la matière est cisailée, appelée zone de découpe; une deuxième où la matière est extrudée dans le vide, appelée zone d'extrusion et la dernière, appelée zone de vide, où il n'y pas d'interaction entre l'outil et la matière (Tongne et al. 2017). Les bandes alternées seraient dues à une alternance entre des bandes sombres fortement cisailées et des bandes claires moyennement cisailées et la distance entre elles est égale au rapport de la vitesse d'avance par la vitesse de rotation divisé par le nombre de faces de l'outil polygone (qui est égal à 3 dans cette étude). En effet, la simulation numérique a permis de trouver une corrélation entre la ces bandes et la vitesse de déformation maximale (Tongne et al. 2017).

### 1.6.3 Influence des paramètres de soudage sur les bandes alternées

Les bandes alternées ont tendance à diminuer voir à disparaître quand l'apport en chaleur augmente, c'est à dire quand la vitesse de rotation de l'outil augmente ou quand le rapport entre la vitesse de rotation et d'avance est trop élevé (Rajakumar, Muralidharan, and Balasubramanian 2011; Krishnan 2002). Une autre étude a montré qu'en augmentant la vitesse d'avance de l'outil le nombre des bandes alternées diminue et que la distance entre elles augmente (Lee, Yeon, and Jung 2003). La Figure 1.24 montre que les bandes sont plus espacées à une vitesse d'avance de 507 mm/min qu'à la vitesse de 87 mm/min.

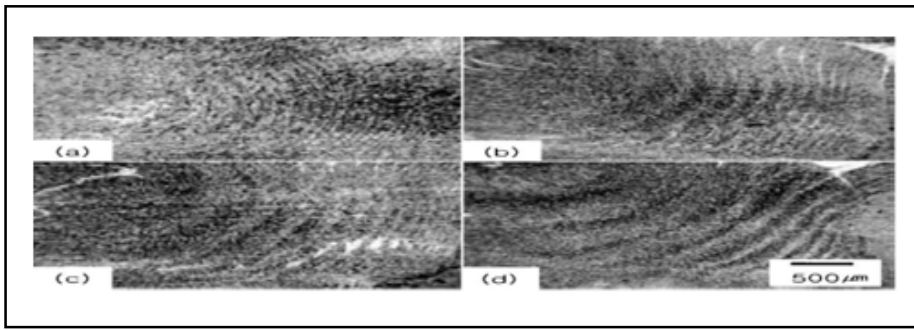


Figure 1.24 Variations dans la structure en bandes en augmentant la vitesse d'avance: (a) 87 mm/min; (b) 267 mm/min; (c) 342 mm/min et (d) 507 mm/min (Lee, Yeon, and Jung 2003)

La forme générale de la structure en bandes change selon la forme de l'outil et les vitesses d'avance et de rotation utilisées. Des chercheurs ont réalisé une étude sur un alliage d'aluminium 6061-T651 en variant ces paramètres. Ils ont trouvé que quand le diamètre de l'épaulement augmente, la zone malaxée change de forme de rectangulaire à elliptique et le centre de la structure en bandes descend du haut du joint vers le bas (Figure 1.25 de (a) à (c)). En augmentant la vitesse d'avance de 400 à 600 mm/min, le centre de la structure en bandes change de position du milieu vers le haut alors qu'en diminuant cette vitesse de 400 à 200 mm/min ces cercles disparaissent (Figure 1.25 de (c) à (e)). Les nombres sous chaque image représentent respectivement le diamètre de l'épaulement, le diamètre de la tige, la vitesse de rotation de l'outil et la vitesse d'avance (Liu and Ma 2008).

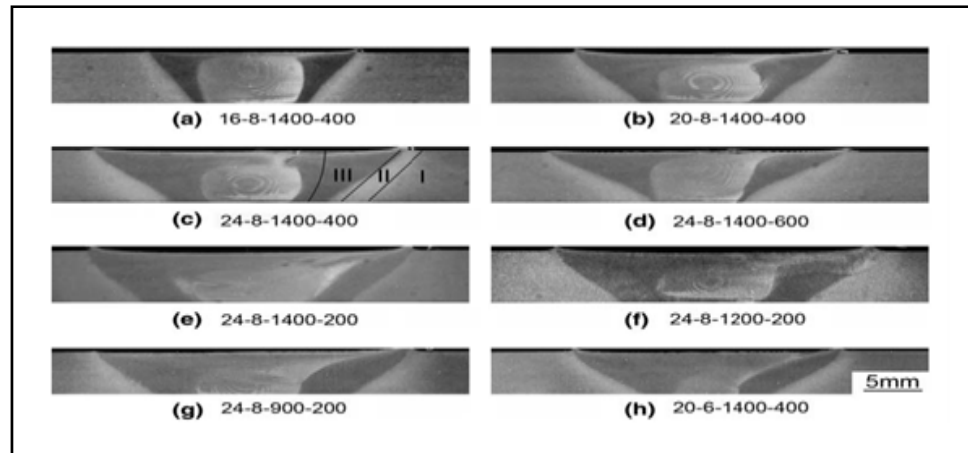


Figure 1.25 Macrographies de coupes transversales de soudure par friction-malaxage d'un AA 6061-T651 (Liu and Ma 2008)

## 1.7 Conclusion

La revue de littérature nous a permis de dresser l'état de l'art sur le procédé de soudage par friction-malaxage en particulier pour les alliages d'aluminium. Tous les chercheurs s'accordent sur le fait que les paramètres de soudage, à savoir les vitesses d'avance et de rotation ainsi que l'outil, influencent les propriétés mécaniques et, par conséquent, la qualité de la soudure. Grâce aux différentes études menées, on s'est rendu compte de la complexité du processus de recristallisation qui s'opère. En effet, plusieurs phénomènes ont été observés dans la microstructure dont les caractéristiques varient selon la position (en haut, en bas, dans le côté avançant ou reculant) dans une même soudure. Les paramètres du procédé influencent la distribution de la chaleur et conditionnent les taux de déformation dans la soudure. La température atteinte et la durée d'exposition à la chaleur du matériau influencent à leur tour la taille des grains et la densité des précipités. Dans une soudure par friction-malaxage, on peut observer un phénomène et son contraire, comme le raffinement des grains ainsi que leur grossissement, ou à la dissolution des précipités dans certaines soudures et leur grossissement, dans d'autres. Les bandes alternées augmentent la complexité de la microstructure. Dans le chapitre suivant, la démarche expérimentale de notre travail sera expliquée de manière à cerner les principaux aspects de cette revue de littérature.



## CHAPITRE 2

### DÉMARCHE EXPÉRIMENTALE

#### 2.1 Soudage par friction-malaxage

##### 2.1.1 Matériaux utilisés

Dans ce projet, on s'est concentré sur les alliages en aluminium et notamment le 6061-T651 et le 6082-T6. Ils appartiennent à la série 6000 dont les principaux éléments d'alliages sont le silicium et le magnésium. Des barres laminées en alliage d'aluminium 6061-T651 de 4 mm d'épaisseur ont été découpées en morceaux de 30 mm de longueur afin de les souder. Des plaques en alliage 6082-T6 d'une épaisseur de 6 mm ont été découpées au préalable en des tronçons de 30 mm de longueur. Les soudures ont été faites dans le sens du laminage. Notre choix a été porté sur ces alliages pour leur excellente résistance à la corrosion, due notamment à la faible teneur en cuivre, ce qui éliminera des défauts supplémentaires dans notre étude. Ces alliages sont utilisés dans des composants structuraux dans le transport et dans les panneaux et pièces de structure qui nécessitent le soudage. Bien que les alliages de la série 6000 aient une bonne soudabilité, le soudage par friction-malaxage est une alternative intéressante pour améliorer leur qualité et réduire la masse de la structure globale. La composition chimique de ces deux alliages est présentée dans le tableau 2.1.

Tableau 2.1 Composition chimique des alliages d'aluminium 6061 et 6082 (% en poids)

	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
6082	Balance	0.7 à 1.3	0.5	0.1	0.4 à 1	0.6 à 1.2	0.25	0.2	0.1
6061	Balance	0.69	0.33	0.26	0.08	0.97	0.08	0.02	0.02

### 2.1.2 La machine de soudage par friction malaxage

La Figure 2.1 représente la machine de soudage par friction-malaxage de l'École de technologie supérieure. Le montage est constitué d'un porte-outil et d'un support de fixation de la pièce à souder. Les paramètres de soudage (vitesses de rotation et d'avance) sont sélectionnés par la commande numérique de la machine. Cette dernière permet aussi de positionner le porte-outil suivant les axes x, y et z. La profondeur de plongée de l'outil dans la pièce est déterminée par la l'axe z.

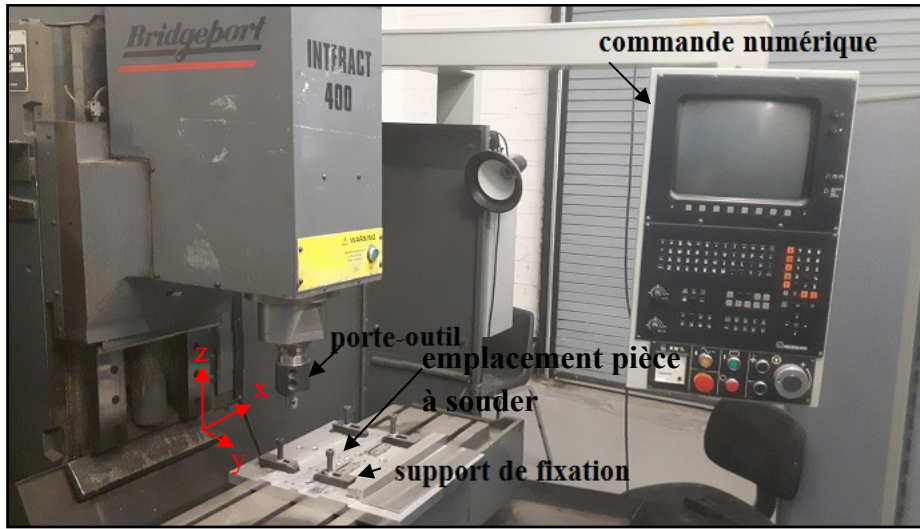


Figure 2.1 Machine de soudage par friction-malaxage de l'ÉTS

### 2.1.3 Les paramètres du soudage par friction-malaxage

Les tests effectués se divisent en deux parties: on a des plaques soudées par friction malaxage et d'autres plaques dans lesquelles on a fait tourner l'outil sans jointure. Ce choix a été pris pour se concentrer sur la formation des bandes alternées éliminant ainsi les défauts qui peuvent apparaître à cause de la juxtaposition de deux plaques (mauvaise fixation, couche d'oxyde, mauvaise jointure, etc.). Les principaux paramètres de soudage par friction malaxage sont la géométrie de l'outil et les vitesses d'avance et de rotation de l'outil. Ces paramètres, présentés

dans les paragraphes suivants, ont été appliqués pour les alliages d'aluminium 6061-T651 et 6082-T6 .

### 2.1.3.1 Les outils

La majeure partie des essais a été réalisée sur la machine de soudage de l'École de technologie supérieure avec un outil comportant un épaulement d'un diamètre de 15.87 mm et un pion de forme conique dont la base mesure 5 mm et la tête 1.77 mm. La hauteur du pion est de 2.8 mm. La Figure 2.2 (a) montre cet outil conique. On a également reçu des échantillons que Amèvi Tongne avait réalisé dans le cadre de son doctorat à l'École Nationale d'Ingénieur de Saint-Étienne en France (Tongne 2014). Ses échantillons sont réalisés à partir de plaques en alliage d'aluminium 6082-T6 mais avec un outil différent représenté sur la Figure 2.2 (b). Cet outil est composé d'un épaulement de 12 mm de diamètre. Le pion est de forme trigone dont le diamètre de la base mesure 6 mm et celui de la tête 4 mm. La hauteur du pion est de 5.5 mm. Les deux outils sont fabriqués en carbure de tungstène.

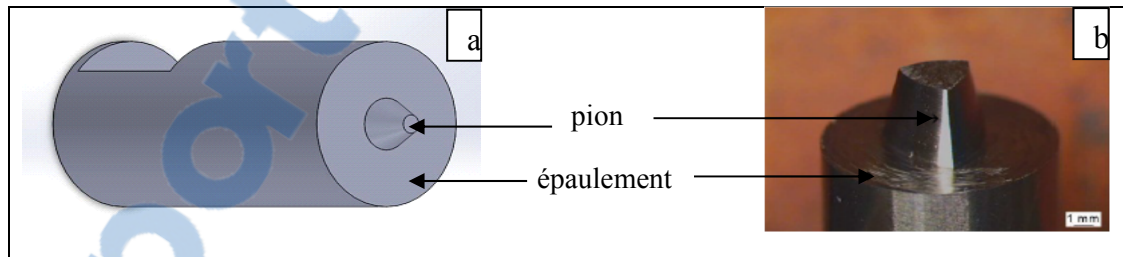


Figure 2.2 (a) outil conique utilisé à l'ÉTS et (b) outil trigone utilisé par Amèvi Tongne

### 2.1.3.2 Les vitesses d'avance et de rotation

L'ensemble des vitesses d'avance et de rotation choisies pour cette étude est présenté dans le tableau 2.2 ainsi que les outils et les alliages utilisés. Pour les quatre premiers essais, les paramètres de soudage sont inspirés de la littérature, car ils ont conduit à la formation des bandes alternées pour des alliages d'aluminium de la série 6000. Les vitesses d'avance et de rotation sont tirées respectivement des quatre références suivantes, bien que l'outil utilisé soit

différent (Krishnan 2002; Hamilton, Dymek, and Blicharski 2008; Ganesh and Kumar 2015; Muthukumaran and Mukherjee 2008). Deux autres essais ont été réalisés en fixant la vitesse d'avance à 100 mm/min et en variant la vitesse de rotation à 800 et 1600 rpm. Pour les échantillons reçus de France, les vitesses ont été choisies par Dr. Tongne. Ces paramètres ont été variés afin d'augmenter les chances d'obtenir des structures en bandes.

Tableau 2.2 Paramètres utilisés lors des essais de cette étude

Code de l'échantillon	Alliage	Outil	Vitesse de rotation (rpm)	Vitesse d'avance (mm/min)	Rapport vitesse de rotation/vitesse d'avance
11SS1	6061-T651	Conique	400	120	3.33
22SS1			900	300	3
33SS1			2000	40	50
44SS1			1120	160	7
82-1SS1	6082-T6	Trigone	1600	100	16
82-2SS1			800	100	8
82-3SS1			1750	200	8.75
015			1500	400	3.75
016	6082-T6	Trigone	1750	200	8.75
019			1500	300	5
020			2000	600	3.33

## 2.2 Inspection visuelle

Toutes les plaques ayant subies le procédé de friction-malaxage avec l'outil conique ont présenté des bavures (appelé "flash" en anglais) du côté reculant (RS) (Figure 2.3). Ces bavures sont dues à une grande profondeur de plonge de l'outil ou à un apport trop élevé en chaleur quand le rapport entre la vitesse d'avance et de rotation est élevé (Kim et al. 2006; Threadgill et al. 2009). Au début de la soudure, on observe une rigole qui se forme sur la trajectoire de l'outil qui disparaît au fur et à mesure que celui-ci avance. Ceci va entraîner un défaut de vide



tout au long de la soudure du côté avançant (AS) (Kim et al. 2006). Ce défaut est la conséquence d'une force insuffisante appliquée à l'outil générant un faible apport en chaleur. Ce défaut ne va pas gêner l'étude puisqu'on s'intéressera uniquement à la structure en bandes mais on va tout de même ne pas analyser le début de la soudure car la matière n'est pas assez malaxée. Il en est de même pour la fin de la soudure où on ne voit pas de défaut apparent mais où se trouve plutôt la trace laissée par l'outil en le retirant.

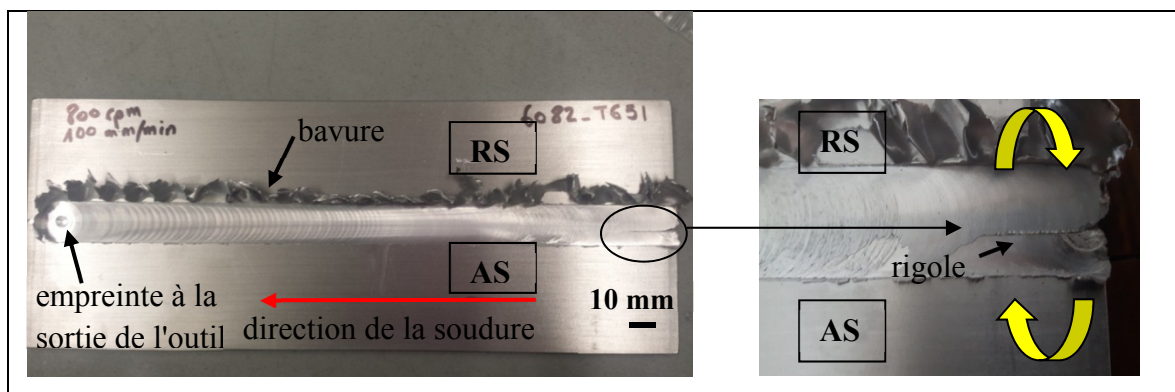


Figure 2.3 Défauts visibles dans une plaque d'aluminium traitée par friction-malaxage

L'espacement entre les demi-cercles laissés par l'outil tout au long de son trajet correspond à la valeur de la vitesse d'avance divisée par celle de la vitesse de rotation comme l'avait trouvé Krishnan (Krishnan 2002). La soudure de la Figure 2.4 (a) a été réalisée avec une vitesse d'avance de 100 mm/min et une vitesse de rotation de 800 rpm. On arrive clairement à distinguer ces demi-cercles à la surface. En augmentant la vitesse de rotation à 1600 rpm, ils tendent à disparaître donnant un aspect sablé à la surface comme on peut le voir sur la Figure 2.4 (b). Ceci est considéré comme un défaut appelé "surface galling" et est dû à un apport élevé en chaleur qui aura des conséquences sur les propriétés mécaniques de la soudure (Torres Obregon 2011).



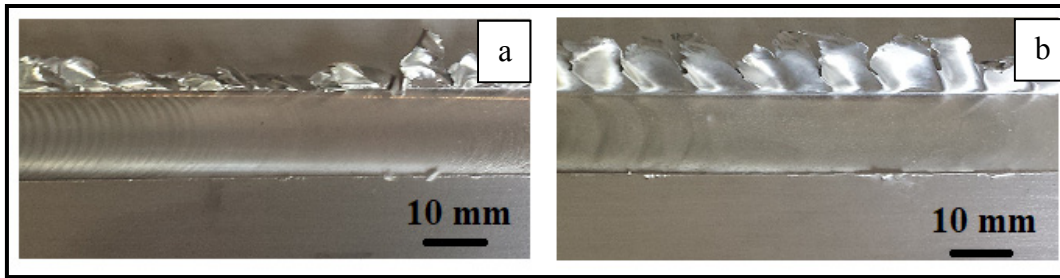


Figure 2.4 Aspect de surface pour une même vitesse d'avance de 100 mm/min et avec l'augmentation de la vitesse de rotation (a) 800 rpm et (b) 1600 rpm

## 2.3 Préparation des échantillons pour la métallographie

### 2.3.1 Microscopie optique

Les échantillons ont été découpés à partir des plaques traitées par friction-malaxage. Le début et la fin de la soudure ont été évités car ils présentaient des irrégularités. Le découpage a été fait dans le plan transversal de la soudure. Les échantillons ont été enrobés puis polis suivant le protocole présenté dans le tableau 2.3. La force appliquée par la polisseuse automatique est de 15 N. Les échantillons tournent dans le sens contraire de la machine quand on polit avec les papiers abrasifs en carbure de silicium et dans le même sens avec la solution diamantée. Pour un meilleur fini de surface, les échantillons ont été polis à la polisseuse par vibration.

Tableau 2.3 Procédure de polissage

Grain de polissage	240	600	800	1200	-	-
Durée (min)	5	5	5	5	3	3
Lubrifiant/ Papier abrasif	eau/ carbure de silicium				Solution de suspension diamantée (1 $\mu$ ) / feutre	Solution de silice colloïdale (0.05 $\mu$ ) / feutre

On a essayé plusieurs attaques chimiques qui n'ont réussi à dévoiler que vaguement la structure en bandes. La procédure qui a permis de révéler la microstructure et les grains très fins de la zone malaxée, est l'utilisation de ces deux attaquants: Barker (5 ml HBF<sub>4</sub> + 200 ml H<sub>2</sub>O) et Weck's (100 ml H<sub>2</sub>O + 4g KMnO<sub>4</sub>+ 1g NaOH). L'échantillon a été immergé dans la solution chimique de Barker pendant 30 secondes, puis après séchage, dans la solution de Weck entre 5 et 7 secondes.

### **2.3.2 Microscopie électronique à balayage**

Une analyse par diffraction des électrons rétrodiffusés (Electron Backscatter Diffraction EBSD) a été réalisée sur un des échantillons pour étudier l'orientation des grains dans les différentes couches de la structure en bandes. On a utilisé le microscope électronique à balayage (MEB) de nouvelle génération Hitachi SU-8230 FE-SEM. L'échantillon 016, soudé avec l'outil trigone à une vitesse de rotation de 1750 rpm et une vitesse d'avance de 200 mm/min, a été sélectionné parce qu'il présente des bandes alternées sur une zone assez large et seulement du côté avançant de manière à pouvoir la comparer avec le côté reculant dépourvu de ces bandes. On a coupé une lamelle de 0.9 mm d'épaisseur et on l'a poli suivant le même protocole que les autres échantillons. Puis on l'a poli 24 h à la polisseuse par vibration pour un fini miroir car la révélation de la microstructure se fait sans attaque chimique.

## **2.4 Tests de dureté**

### **2.4.1 Micro-dureté Vickers**

Des mesures de micro-dureté ont été réalisées sur quatre échantillons avec une machine de micro-dureté automatique Vickers. La force appliquée est de 10 g pendant 10 secondes. La force a été vérifiée sur le matériau de base puis des zones contenant des bandes alternées ont été sélectionnées. Les indentations ont été faites sur plusieurs lignes de manière à cibler plus de bandes "claires" et "sombres" afin d'en comparer la dureté.

### 2.4.2 Nano-indentation

Le test de nano-indentation a été réalisé dans le but de cibler les bandes très minces ainsi que pour visualiser les précipités autour des indentations. Le dispositif utilisé est un indenteur de type Hysitron PI series installé dans un microscope électronique à balayage de nouvelle génération Hitachi SU-8230 FE-SEM. L'indenteur est en diamant de forme pyramidale triangulaire. L'échantillon 016 sélectionné est le même que pour l'analyse EBSD et deux lignes de 15 mesures chacune ont été réalisées dans la zone des bandes alternées. La force appliquée est de 50 mN avec un temps de charge de 5 secondes, un temps de maintien de 2 s et un temps de décharge de 5 s.

## 2.5 *Shear punch test*

### 2.5.1 Le principe du *shear punch test*

Plusieurs essais de traction et de flexion ont été réalisés sur les joints soudés par friction-malaxage pour déterminer les propriétés mécaniques et surtout la zone la plus sensible à la fracture. Ces tests déterminent les caractéristiques de tout le joint or celui-ci n'est pas homogène (WN, TMAZ et HAZ) et les bandes alternées "onion rings" présentent une hétérogénéité supplémentaire dans le noyau de la soudure. Il est donc primordial de réaliser un test sur cette partie précise du joint afin de déterminer ses propres caractéristiques mécaniques. En effet, peu de recherches arrivent à trancher sur les effets des zones alternées sur la qualité du joint soudé. Ce test est le "*shear punch test*". Le "*shear punch test*" est un test technique efficace quand la quantité du matériau est limitée (Guduru et al. 2005) ou, dans notre cas, la surface à étudier est petite. Le dispositif expérimental est composé d'un poinçon et d'une matrice (Figure 2.5). Les échantillons ont un diamètre de quelques millimètres et leurs épaisseurs est de quelques centaines de microns. Pour l'alliage AA6061, l'épaisseur recommandée pour l'échantillon se situe entre 340 et 710  $\mu\text{m}$ .(Guduru et al. 2005)

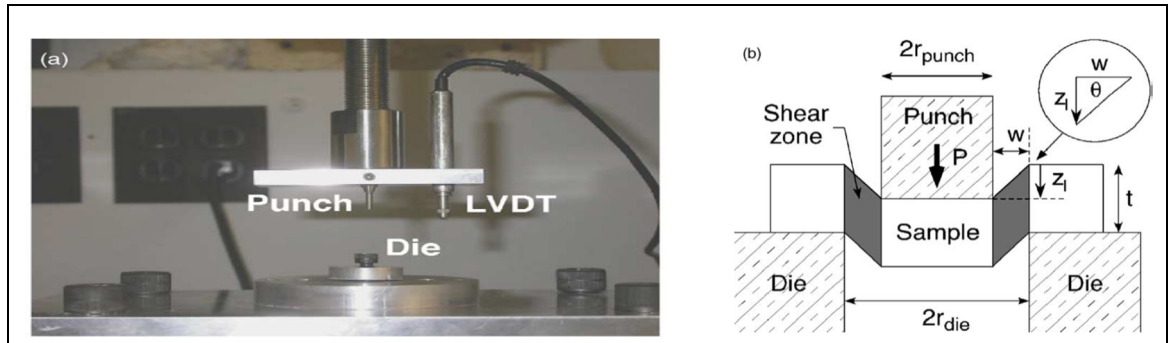


Figure 2.5 (a) dispositif expérimental du *shear punch test* et (b) schéma de principe du *shear punch test* (Guduru et al. 2005)

Ce test permet de déterminer les caractéristiques mécaniques en cisaillement de l'échantillon (limite élastique  $Y_S$  et résistance maximale  $U_S$ ) et ce grâce au jeu qui existe entre le diamètre du poinçon et celui de la matrice appelé "zone de cisaillement". La courbe du *shear punch test* est obtenue à partir de la courbe de la charge en fonction du déplacement donnée par le système d'acquisition des données. Cette courbe présente des similitudes avec la courbe charge/déplacement obtenue lors d'un essai de traction (Lucas 1983). Elle se compose de quatre parties comme le montre la Figure 2.6.

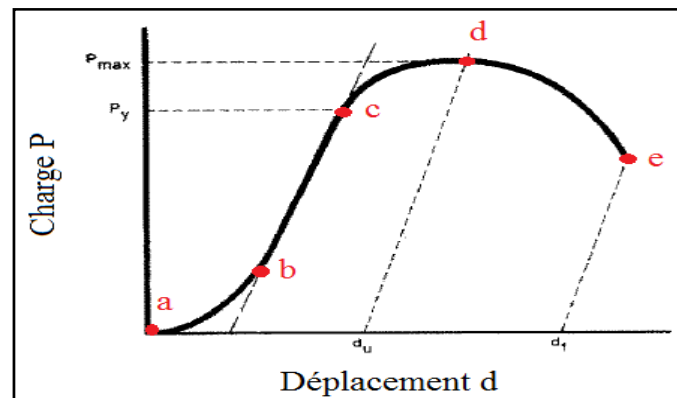


Figure 2.6 Courbe charge/déplacement typique lors du *shear punch test* adaptée de (Lucas 1983)

La partie [ab] est probablement due à la faible force appliquée pour ajuster le poinçon sur l'échantillon et Guduru a expliqué qu'elle est plus apparente pour les matériaux à haute

résistance qu'elle diminuait quand la résistance du matériau diminue (Guduru et al. 2005). La partie [bc] est une portion linéaire. La troisième partie [cd] est non-linéaire avec augmentation de la charge et du déplacement, "d" étant la charge maximale. Puis, on a une diminution rapide de la charge avec l'augmentation de l'allongement dans la partie [de] jusqu'à la rupture en "e" témoignant le poinçonnage complet (Lucas 1983). Le point "b" constitue un point de déviation entre les deux parties linéaire et non-linéaire et correspond à la limite d'élasticité (Lucas 1983). Dans la littérature, la convention est de déterminer la courbe de la contrainte en cisaillement en fonction du déplacement normalisé qui est obtenu en divisant le déplacement par l'épaisseur de l'échantillon. La résistance en cisaillement est calculée à partir des valeurs de charge "P", de l'épaisseur "t" de l'échantillon et du rayon moyen du poinçon et de la matrice "r<sub>moy</sub>" grâce à l'Équation 2.1 (Guduru et al. 2005). Une formule déterminant la déformation existe mais n'est pas utilisée car ceci impliquerait un cisaillement pur de l'échantillon, alors que ce n'est pas le cas puisqu'il existe un jeu entre le poinçon et la matrice (Guduru et al. 2005).

$$\tau = \frac{P}{2 \cdot \pi \cdot r_{moy} \cdot t} \quad (2.1)$$

Avec :  $\tau$ : résistance en cisaillement, P: force appliquée ;  $r_{moy} = \frac{r_{matrice} + r_{poinçon}}{2}$  et t: épaisseur de l'échantillon.

Il existe une corrélation linéaire entre caractéristiques mécaniques en traction et en cisaillement et le taux de corrélation est (m). Le rapport entre la limite élastique en traction et en cisaillement est de 1.77 et pour la résistance maximale, le rapport est de 1.8 (Équations 2.2 et 2.3) (Guduru et al. 2005). En effet, Guduru *et al.* ont vérifié cette corrélation sur plusieurs matériaux notamment, sur de l'aluminium et du zinc pur, du cuivre à 30% de zinc, de l'acier inoxydable austénitique et sur l'alliage d'aluminium 6061 comme le montre la Figure 2.7. Le tableau 2.4 résume les propriétés mécaniques obtenues pour ces différents matériaux (Guduru et al. 2005).

$$\sigma_{ys} = 1.77 \tau_{ys} \quad (2.2)$$

$$\sigma_{us} = 1.8 \tau_{us} \quad (2.3)$$

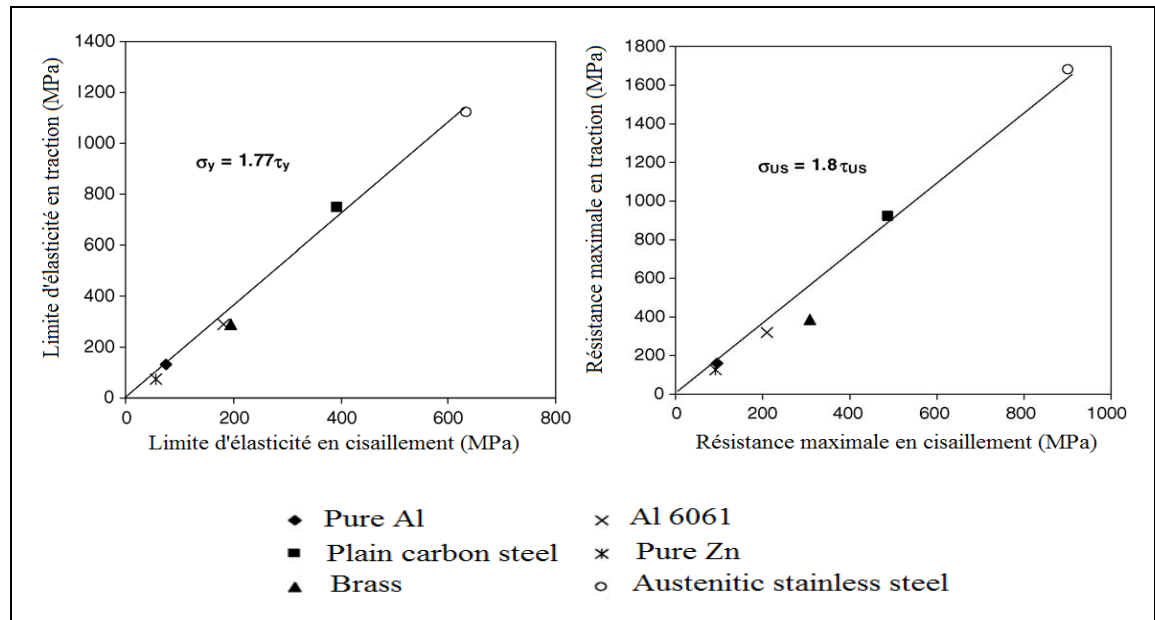


Figure 2.7 Corrélation entre les propriétés en cisaillement et en traction (a) résistance maximale et (b) limite élastique (Guduru et al. 2005)

Tableau 2.4 Épaisseurs des échantillons, dureté et propriétés mécaniques en traction et en cisaillement pour quelques matériaux (Guduru et al. 2005)

Material	Specimen thickness ( $\mu\text{m}$ )	Vicker's hardness (MPa)	Shear yield strength (MPa)	Ultimate shear strength (MPa)	Tensile yield strength (MPa)	Ultimate tensile strength (MPa)
Pure Al	280	425 $\pm$ 14	76 $\pm$ 1	95.3 $\pm$ 1	129.5 $\pm$ 3	161.5 $\pm$ 2
Mild steel	400	2196 $\pm$ 23	392 $\pm$ 5	488.5 $\pm$ 3	748 $\pm$ 6	920 $\pm$ 5
Pure Zn	910	269 $\pm$ 11	56 $\pm$ 2	93 $\pm$ 1	76 $\pm$ 5	130 $\pm$ 2
Austenitic stainless steel	300	3964 $\pm$ 26	635 $\pm$ 6	903.5 $\pm$ 2	1120 $\pm$ 15	1680 $\pm$ 12
Al 6061 alloy	580	931 $\pm$ 19	181 $\pm$ 3	216 $\pm$ 1	290 $\pm$ 5	320 $\pm$ 3
Brass (Cu-30% Zn)	380	1107 $\pm$ 18	201 $\pm$ 4	304 $\pm$ 2	290 $\pm$ 4	385 $\pm$ 3
Martensitic stainless steel	255	1362 $\pm$ 21	215 $\pm$ 4	416 $\pm$ 2	-	-

## 2.5.2 Le dispositif expérimental

Les six premiers *shear punch tests* (ou les essais de poinçonnage par cisaillement) ont été réalisés à l'université McGill avec une machine MTS servo-hydraulique avec une capacité de 100 kN. Un dispositif composé d'une matrice et d'un poinçon est fixé sur la machine. Le poinçon a une tête cylindrique plate d'un diamètre de 1.6 mm. La suite des essais a été réalisé

à l'ÉTS. La Figure 2.8 montre le dispositif qui a été usiné et installé sur la machine MTS modèle Alliance RF/200 avec la cellule de charge de 10KN. Le poinçon a également une tête cylindrique plate mais un diamètre de 1 mm pour cibler des zones plus petites. Une première série de tests a été réalisée sur les différentes zones des soudures des échantillons poinçonnés à McGill (car seulement les zones contenant les bandes alternées ont été poinçonnées à McGill). D'autres tests ont été réalisés sur une deuxième série d'échantillons découpés des mêmes plaques que les précédents et sur d'autres soudures identiques. Les données relevés de la machine sont la charge et le déplacement, comme expliqué dans le paragraphe précédent, d'où on obtient les valeurs de la contrainte en cisaillement et le déplacement normalisé. À partir de la contrainte de cisaillement on obtient la contrainte en traction.

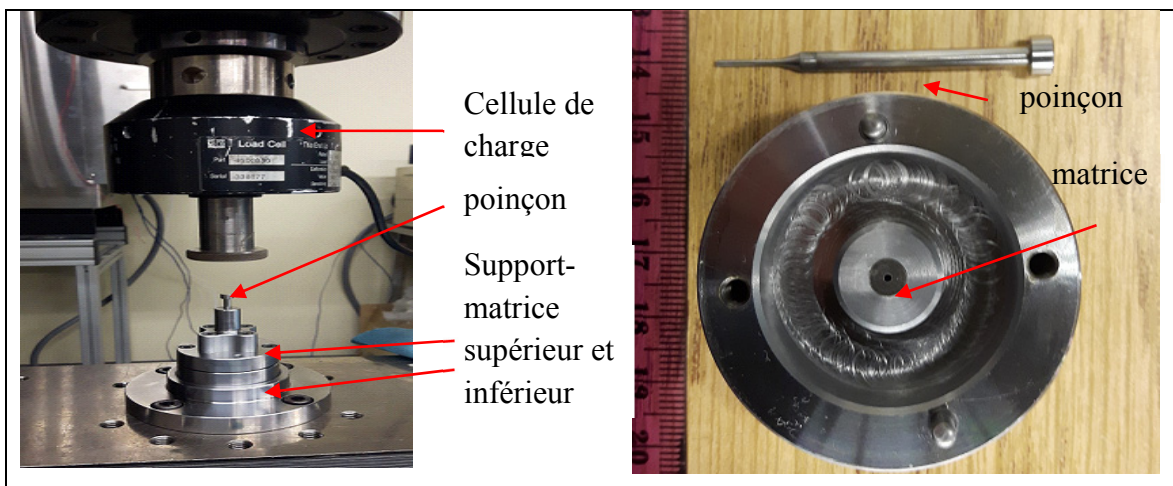


Figure 2.8 Dispositif du *shear punch test* installé sur une machine MTS de l'ÉTS

### 2.5.3 Préparation des échantillons pour le *shear punch test*

On a sélectionné les échantillons contenant les plus larges zones de bandes alternées. On a découpé une fine lamelle de 0.9 mm d'épaisseur de chaque échantillon déjà étudié. Ensuite, on les a polis manuellement suivant la même procédure que précédemment jusqu'à une épaisseur variant de 460  $\mu\text{m}$  à 610  $\mu\text{m}$ . Les dimensions des éprouvettes sont présentées dans le tableau 2.5. L'épaisseur recommandée pour l'alliage d'aluminium 6061 doit être située entre 340 et 710



$\mu\text{m}$ . Dans cet intervalle l'épaisseur n'affecte pas les mesures de la contrainte et de la déformation (Guduru et al. 2005). Une légère attaque chimique a été nécessaire pour cibler la zone des bandes alternées.

Tableau 2.5 Dimensions des échantillons du "*shear punch test*"

Code de l'échantillon	Longueur (mm)	Largeur (mm)	Épaisseur (mm)
015	8.63	5.86	0.46
016	11.83	5.78	0.47
019	10.26	5.94	0.5
020	11.9	5.94	0.61



## CHAPITRE 3

### RÉSULTATS ET DISCUSSION

#### 3.1 Observations de la microstructure

##### 3.1.1 Microscopie optique d'une soudure

La structure en bande est visible même si l'attaque chimique ne révèle pas les grains. À prime abord, on observe clairement le côté avançant de la soudure (AS) et le côté reculant de la soudure (RS). Du côté avançant, la frontière entre le cœur de la soudure et la zone affectée thermiquement est très visible, alors que du côté reculant, elle est plutôt floue. On distingue aussi une alternance entre des bandes sombres et d'autres claires. La Figure 3.1 montre une coupe transversale de la soudure qui souligne ces différences entre les côtés avançant et reculant ainsi que les bandes alternées près d'une cavité. La Figure 3.2 (a) montre les bandes alternées. Dans plusieurs échantillons, on a observé des bandes avec des grains dont les joints étaient visibles et d'autres bandes où on n'a pas pu observé les grains comme le montre la Figure 3.2 (b).

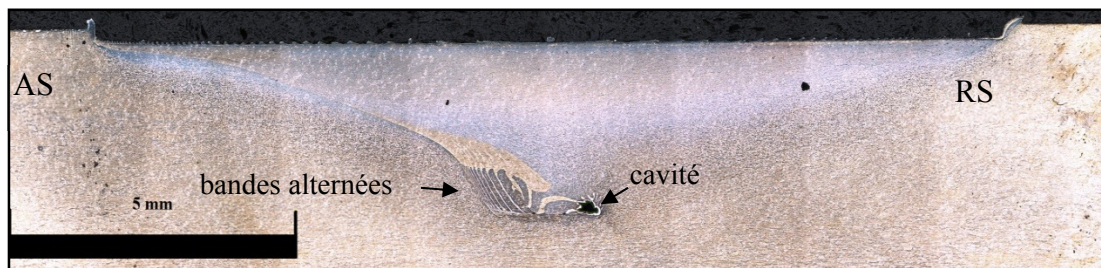


Figure 3.1 Microscopie optique d'une coupe transversale d'une soudure montrant la zone malaxée contenant les bandes alternées

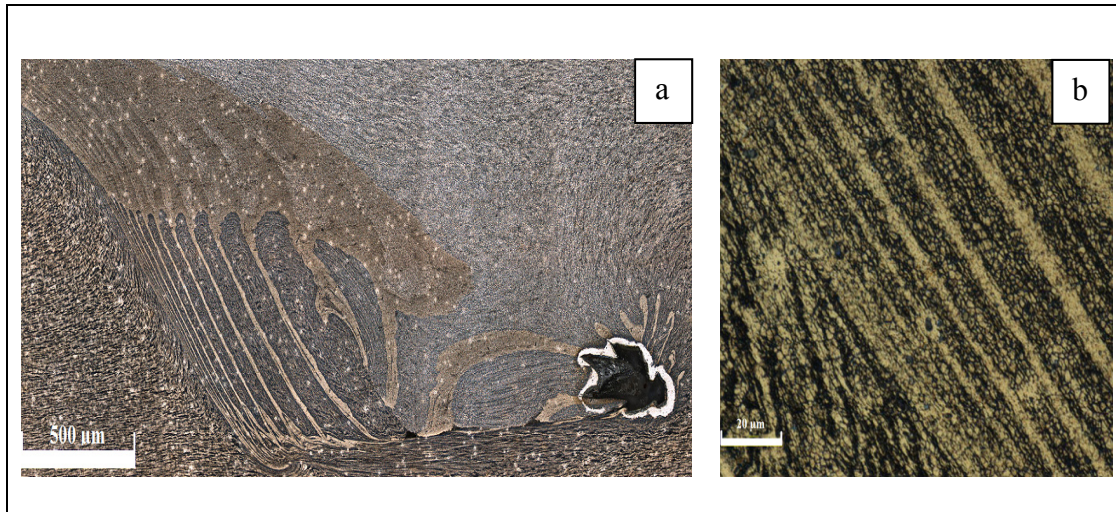


Figure 3.2 (a) Microscopie optique de la structure en bandes et (b) zoom sur quelques bandes alternées

### 3.1.2 Localisation des bandes alternées dans la microstructure

Pour tous les échantillons obtenus par le procédé de friction-malaxage (FSP), la zone de la structure en bandes se forme dans le côté avançant. Les bandes sont très rapprochées les unes des autres près de la frontière de la ZAT et la distance entre elles augmente en se rapprochant vers le cœur de la soudure comme on peut le voir sur les Figures 3.1 et 3.2. On a remarqué un défaut de vide pour tous les échantillons réalisés avec l'outil conique. Ce vide persiste tout au long de la soudure, c'est donc un tunnel. Les échantillons soudés avec l'outil trigone présentent des bandes alternées sous forme de cercles qui ressemblent plus aux "onion rings" étalées sur tout le bas de la soudure (sur les deux côtés avançant et reculant comme le montre la Figure 3.3 sauf pour l'échantillon 016, qui présente une structure en bandes similaires à celle des échantillons réalisés avec l'outil conique. Cet échantillon fera l'objet d'une étude plus approfondie dans les paragraphes suivants.

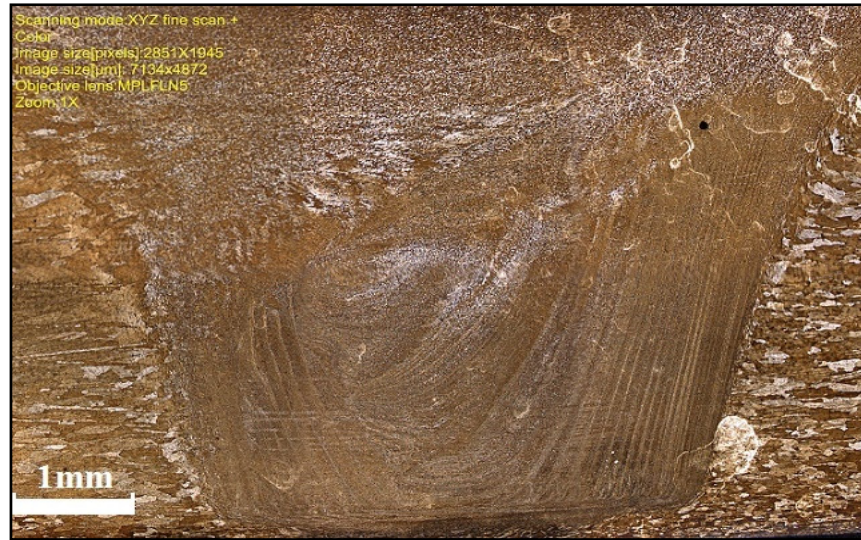


Figure 3.3 Coupe transversale d'une soudure avec des bandes alternées réparties sur toute la partie inférieure (Tongne 2014)

### 3.1.3 Taille des grains des bandes alternées

Le noyau de la soudure est caractérisé par des grains équiaxes très fins. Néanmoins, leur taille varie selon leur position dans la soudure, comme expliqué dans la revue de littérature. Ce qu'on a remarqué dans les images au microscope optique de certains échantillons où l'attaque chimique a révélé les grains de toutes les bandes, c'est qu'il y a également une différence de la taille des grains entre les bandes "claires" et les bandes "sombres" situées dans le côté avançant, mais aussi entre la zones de la structure en bandes et le côté reculant. La Figure 3.4 (a) montre une zone agrandie des bandes alternées séparées par des lignes rouges, celle du milieu est la bande "sombre" avec de plus petit grains et on a les bandes "claires" aux deux extrémités avec des grains plus gros. Le côté reculant est présenté dans la Figure 3.4 (b) et on constate visuellement que les grains sont plus gros que ceux de la structure en bandes.

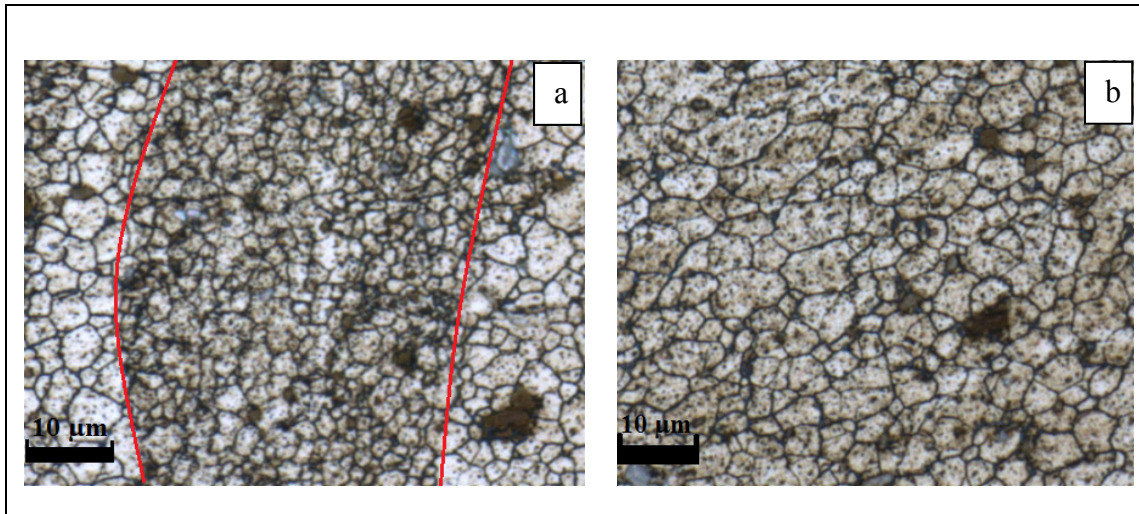


Figure 3.4 Micrographie optique du noyau de la soudure de l'échantillon 016: (a) les bandes alternées et (b) le côté reculant

En mesurant la taille des grains dans les différentes bandes alternées, on remarque que le diamètre moyen peut passer de 3 à 7  $\mu\text{m}$ . La courbe de la Figure 3.5 montre la variation du diamètre moyen des grains des différentes bandes successives. Cependant, l'alternance entre les bandes à gros grains et à grains plus fins n'y est pas très visible. En effet, une même bande peut contenir des grains de différentes tailles et la valeur moyenne de leurs diamètres nous donne une estimation erronée. Par conséquent, on a calculé les pourcentages des grains dont le diamètre, noté  $d$ , est inférieur à 3  $\mu\text{m}$ , ceux dont le diamètre est entre 6 et 10  $\mu\text{m}$  et ceux dont le diamètre est supérieur à 10  $\mu\text{m}$ . La courbe de la Figure 3.6 montre la variation du pourcentage de ces différents grains. A titre d'exemple, la bande n°3 est constituée de gros grains avec 33.2% de grains dont le diamètre est supérieur à 6  $\mu\text{m}$  et 15% supérieur à 10  $\mu\text{m}$  dont 8 % est supérieur à 16  $\mu\text{m}$  contre seulement 29% de grains dont le diamètre est inférieur à 3  $\mu\text{m}$ . La bande n°8 est constituée à 64% de grains dont le diamètre est inférieur à 3  $\mu\text{m}$  contre seulement 4 % supérieur à 6  $\mu\text{m}$  et ne dépassant pas un diamètre maximum de 7.5  $\mu\text{m}$ .

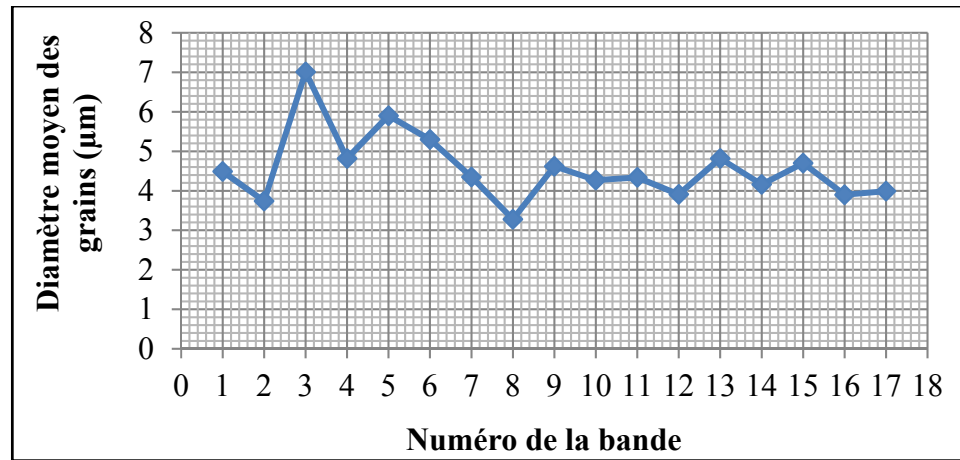


Figure 3.5 Diamètre moyen des grains dans les bandes alternées

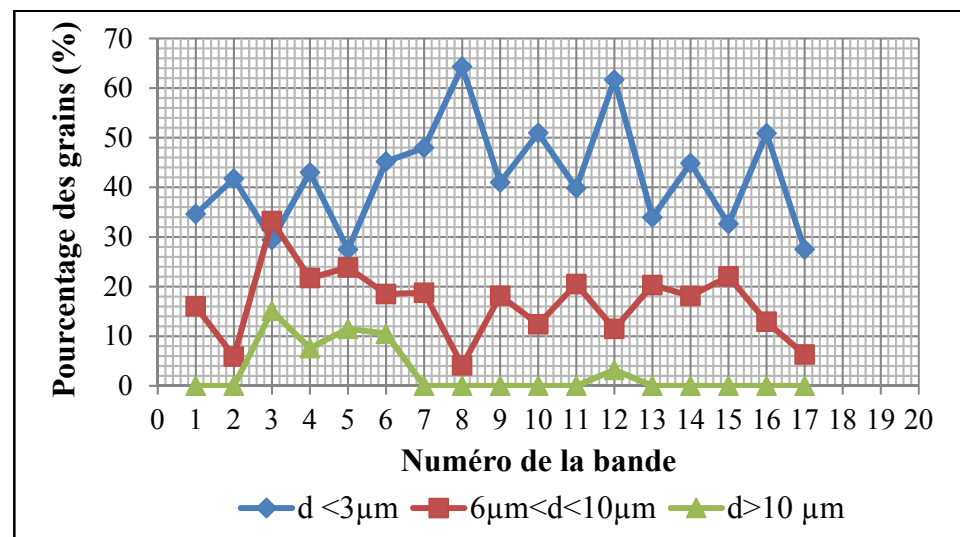


Figure 3.6 Pourcentage des grains dont le diamètre est < 3 µm, entre 6 et 10 µm et >10µm

Plusieurs chercheurs ont étudié les caractéristiques des bandes alternées, une différence de taille de grains entre ces bandes n'a pas toujours été observée. Ils ont trouvé une taille homogène des grains dont ils calculent la moyenne pour tout le noyau de la soudure. Dans leur étude sur un alliage d'aluminium 7039, Sharma *et al.* ont comparé la taille moyenne des grains dans le noyau ainsi que dans les zones affectées thermiquement et thermo-mécaniquement en variant les vitesses d'avance et de rotation. Ils ont trouvé des bandes alternées dans leur microstructure et ont expliqué qu'elles apparaissaient quand l'apport en chaleur n'est pas trop

élevé et qu'elles diminuaient ou disparaissaient aux hautes vitesses de rotation avec une augmentation de la taille des grains qui a passé de  $7.93 \mu\text{m}$  à  $13.12 \mu\text{m}$  en augmentant la vitesse de rotation de 410 rpm à 635 rpm (Sharma, Dwivedi, and Kumar 2012). Shneider et Nunes dans leur recherche sur les "onion rings" ont expliqué leur origine en montrant une différence d'orientation et de texture entre les bandes, sans discuter de la taille des grains (Schneider and Nunes 2004). Certains chercheurs ont remarqué cette différence de taille de grains entre les bandes des "onion rings" comme Mahoney *et al.*. Lors de leur analyse d'une soudure en alliage 7075-T651, ils ont classées ces bandes en bandes à grains fins entre 5 et  $10 \mu\text{m}$  et bandes à grains plus fins entre 3 et  $5 \mu\text{m}$ . On a retrouvé ces mêmes tendances avec des grains encore plus fins, mais ce qui diffère dans notre étude comparée à celle de Mahoney *et al.* c'est que ces valeurs ne sont pas les moyennes de taille de grains mais des pourcentages. En effet, on a des bandes contenant beaucoup plus de grains très fins inférieurs à  $3 \mu\text{m}$  (environ 50% et dépassant les 60 % dans certaines bandes) et d'autres avec environ 50 % des grains supérieurs à  $6 \mu\text{m}$ .

Dans ce qui suit, on essaiera de comprendre l'effet de cette différence de taille de grains sur la dureté des bandes alternées, dans une première étape, grâce à un test de micro-dureté et ensuite par nano-indentation.

### **3.2 Influence des paramètres de soudage sur la dureté des bandes alternées**

Les alliages de base 6061-T651 et 6082-T6 ont les valeurs de dureté moyennes respectives de 113 et 116 HV. Seulement trois échantillons seront analysés, car les indentations coïncident avec les différentes bandes alternées "claires" et "sombres". La Figure 3.7 représente une microscopie optique d'une soudure réalisée avec l'outil conique à une vitesse de rotation de 1600 rpm et une vitesse d'avance de 100 mm/min. Les points noirs sur la Figure 3.7 (b) sont les empreintes laissées par l'indenteur de forme pyramidale.



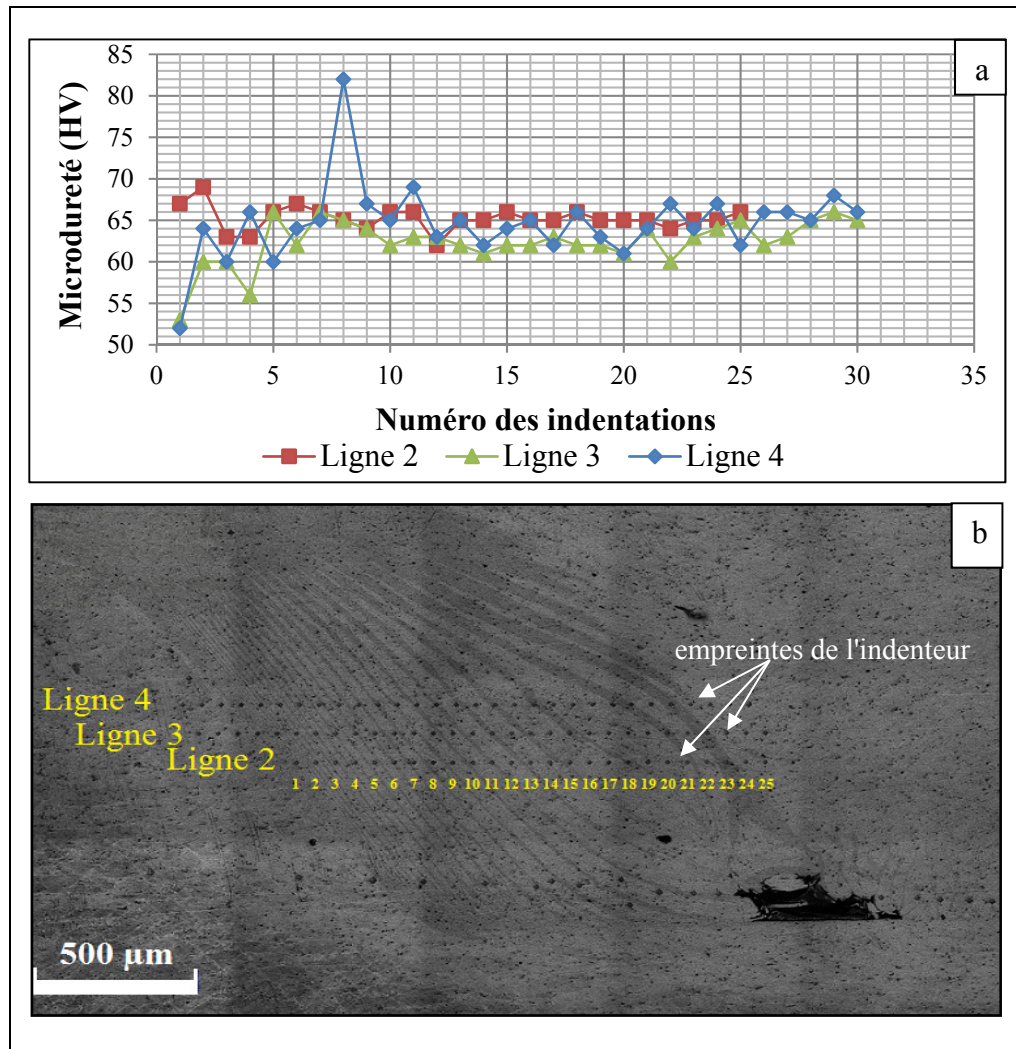


Figure 3.7 (a) Profil de micro-dureté de la zone des bandes alternées correspondant aux trois lignes de mesure de la micrographie optique en (b)

L'étude de Sutton *et al.* avait montré une différence de dureté entre les bandes alternées du plan longitudinal d'une soudure en alliage 2024-T3 (c'est à dire les traces semi-circulaires laissées par l'outil) avec des bandes d'une dureté moyenne de 132 HK et d'autres de 139 HK (Sutton et al. 2002). Cependant, dans notre étude, toutes les mesures de dureté réalisées ne permettent pas de conclure qu'il y a une différence entre les bandes sombres et les bandes claires. En effet, il n'y a pas une tendance claire dans les courbes et l'écart entre les différentes valeurs ne dépassent pas les 10 HV. En revanche, les mesures ont montré que la valeur moyenne de la dureté dans la zone des bandes alternées augmente de 64 HV à 74 HV en diminuant la vitesse

de rotation de 1600 rpm à 800 rpm pour la même vitesse d'avance de 100 mm/min comme le montre la Figure 3.8. Ceci confirme que les propriétés mécaniques s'améliorent en diminuant l'apport de chaleur par l'augmentation de la vitesse d'avance et la diminution de la vitesse de rotation, tout en gardant une vitesse de rotation capable d'assurer un bon malaxage de la matière (Lim et al. 2004). Rajakumar *et al.* ont étudié l'effet des paramètres du procédé (vitesses d'avance et de rotation, force appliqué, outil) sur plusieurs soudures en alliage 7075-T6. Ils ont remarqué que la micro-dureté a passé de 185 à 203 HV en diminuant la vitesse de rotation de 1800 rpm à 1400 rpm (Rajakumar, Muralidharan, and Balasubramanian 2011). Une étude réalisée sur un alliage d'aluminium 6061-T651, Lim *et al.* ont vu les valeurs de micro-dureté augmenter de plus de 10 HV en diminuant la vitesse de rotation de 2000 rpm à 1600 rpm pour une vitesse d'avance fixe de 400 mm/min (Lim et al. 2004).

Cela ne va pas sans dire, que dans le soudage par friction malaxage, le choix des paramètres assurant une bonne qualité du joint dépend fortement de l'alliage mais aussi de l'outil utilisé. Dire que l'apport de chaleur est élevé, ou pas assez, dépend également de l'alliage et de ses constituants. On peut citer, comme exemple, une recherche réalisée par Prisco *et al.* sur un alliage 2139-T351 où ils ont trouvé que pour une vitesse d'avance de 155 mm/min, une vitesse de rotation de 900 rpm serait trop élevée causant un excès d'apport en chaleur provoquant des bavures dans la soudure (Prisco et al. 2013). Alors que Rajakumar, a trouvé que pour une vitesse de rotation de 900 rpm et une vitesse d'avance de 60 mm/min, l'apport de chaleur était insuffisant provoquant un mauvais malaxage de la matière et un défaut de tunnel (Rajakumar, Muralidharan, and Balasubramanian 2011). Il a remarqué que les propriétés mécaniques de la soudure étaient optimales pour une vitesse de rotation de 1400 rpm et qu'au delà de cette vitesse la qualité se détériorait. En effet, lorsque la température atteint des valeurs trop élevées, le temps de refroidissement augmente causant le grossissement des grains et des précipités et diminuant ainsi la dureté et les propriétés mécaniques (Rajakumar, Muralidharan, and Balasubramanian 2011).

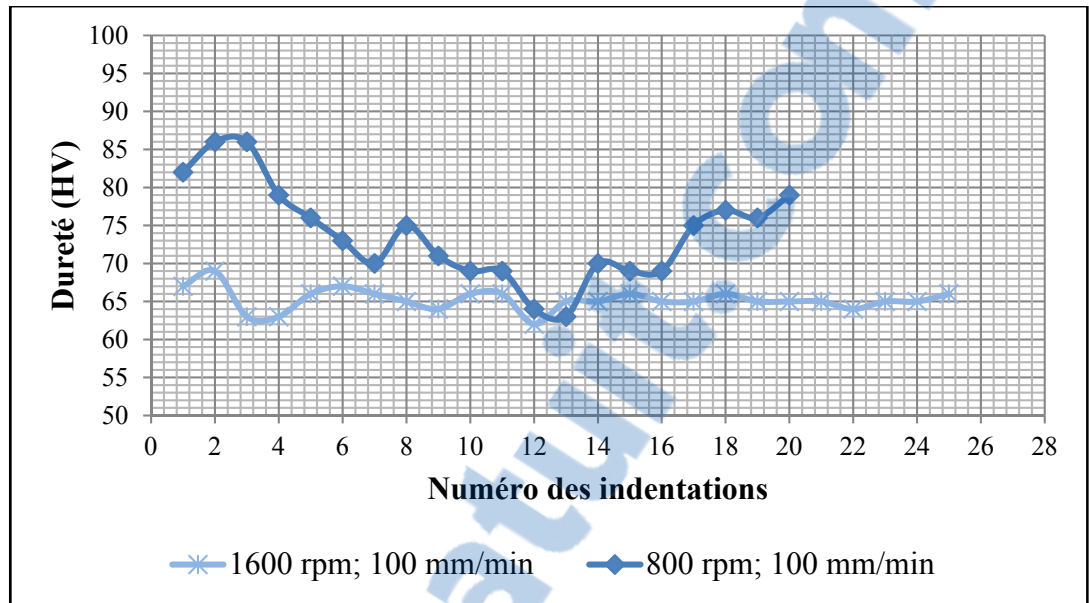


Figure 3.8 Profil de dureté dans la zone des bandes alternées de deux soudures en AA 6082-T6 en fonction de la variation de la vitesse de rotation

### 3.3 Test de nano-indentation

Deux lignes de 15 indentations représentées par les tâches noire dans la Figure 3.9 (b) ont été réalisées pour établir un profil de dureté (Figure 3.9 (a)). La Figure 3.9 (b) représente une cartographie sous forme de figure de pôle inverse (IPF) de la structure en bandes qui montre une alternance entre deux orientations différentes (111) en bleu et (101) en vert. Plus de détails sur l'orientation des grains suivront dans le paragraphe 3.4. La valeur la plus élevée étant de 93 HV est trouvée sur une bande dont les grains ont une orientation (101) (bande verte) et la moins élevée (65 HV) sur une bande dont les grains ont une orientation (111) (bande bleue). Cependant, le profil de nano-dureté ne correspond pas à une alternance d'orientation entre les bandes.

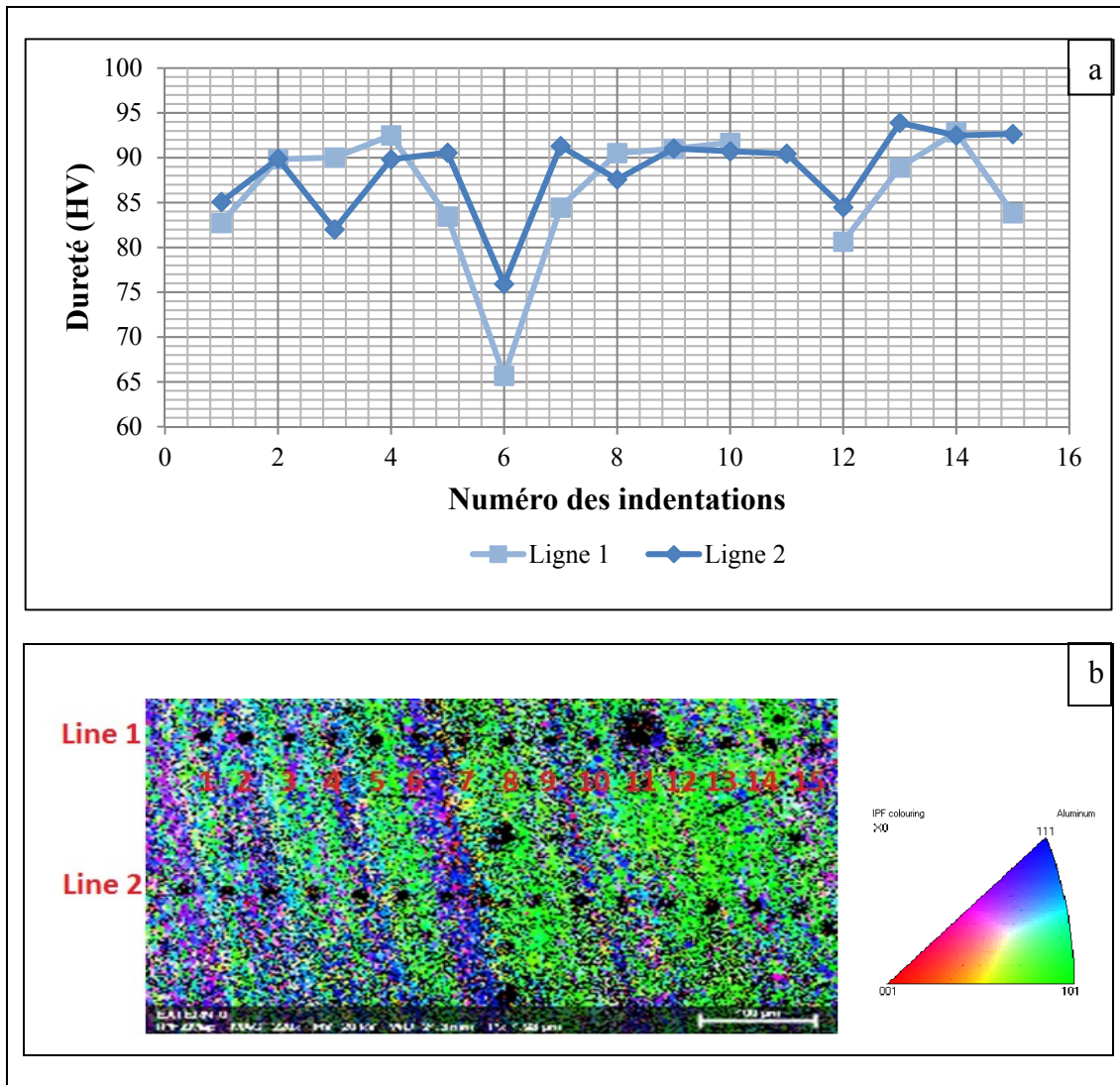


Figure 3.9 (a) Profil de dureté mesurée par des nano-indentateurs correspondant aux deux lignes de mesure sur la carte EBSD en (b)

On s'est intéressé, en particulier, aux points 5 et 6 de la ligne 1 où on observe une diminution de la dureté confirmée par une deuxième mesure sur la même bande bleu de la ligne 2 en dessous. Les points 14 et 15 seront également étudiés pour la même raison. La Figure 3.10 montre des images au microscope électronique à balayage (SEM) (à gauche) et des cartographies IPF (à droite) prises autour de ces points. L'indentation 5 se trouve dans une bande avec de petits grains et sa dureté est plus élevée que celle de la bande avec de plus gros grains où se trouve l'indentation 6. Alors que c'est le contraire qui se passe pour les point 14 et

15. L'indentation 15 se trouve dans une bande avec de petits grains et sa dureté est moins élevée que celle de la bande avec de plus gros grains où se trouve l'indentation 14. Ces observations montrent que la différence de dureté entre les bandes ne peut pas être attribuée uniquement à la taille des grains et que d'autres facteurs doivent être considérés comme la présence des précipités.

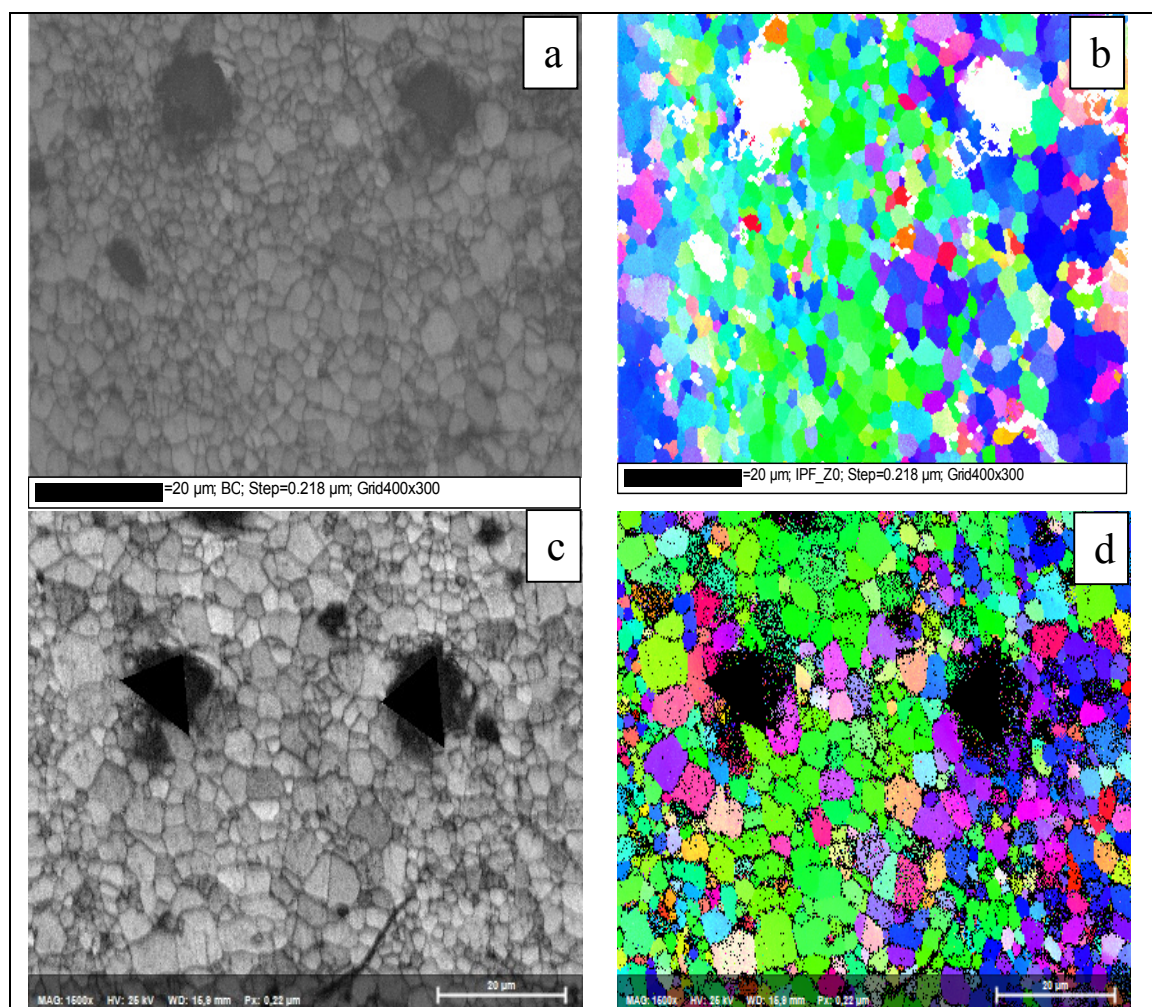


Figure 3.10 (a) Image SEM de la zone autour des indentations 5 et 6; (b) Cartographie IPF de la zone autour des indentations 5 et 6; (c) Image SEM de la zone autour des indentations 14 et 15 et (d) Cartographie IPF de la zone autour des indentations 14 et 15

### 3.4 Orientation et désorientation des grains dans les soudures par friction-malaxage

#### 3.4.1 Orientation des grains

Le schéma simplifié de la Figure 3.11 (a) montre les différentes zones de la soudure (le noyau, la zone affectée thermiquement ZAT et le matériau de base MB) ainsi que la localisation des zones à étudier par rapport au côté avançant (AS) et au côté reculant (RS). Tout d'abord, une image à faible grossissement de la zone à étudier a été prise au microscope électronique à balayage et qui nous donne une vue globale sur trois zones comme le montre la Figure 3.11 (b) où la zone 1 représente la zone affectée thermiquement, la zone 2 représente le côté avançant contenant les bandes alternées et le reste de la zone malaxée (le centre de la soudure et le côté reculant) est représenté par la zone 3. Dans cet échantillon, on trouve le défaut de tunnel. L'analyse EBSD a été réalisée sur les quatre zones de I à IV représentée sur la Figure 3.11. Les zones II et III sont situées au centre de la soudure sur la trajectoire de l'outil. Des images Argus de ces quatre zones, obtenues sous électrons rétrodiffusés avec le MEB, sont présentées dans l'Annexe I. La cartographie EBSD de l'alliage 6082 de base est représentée dans la Figure 3.12 qui montre une orientation aléatoire des grains.

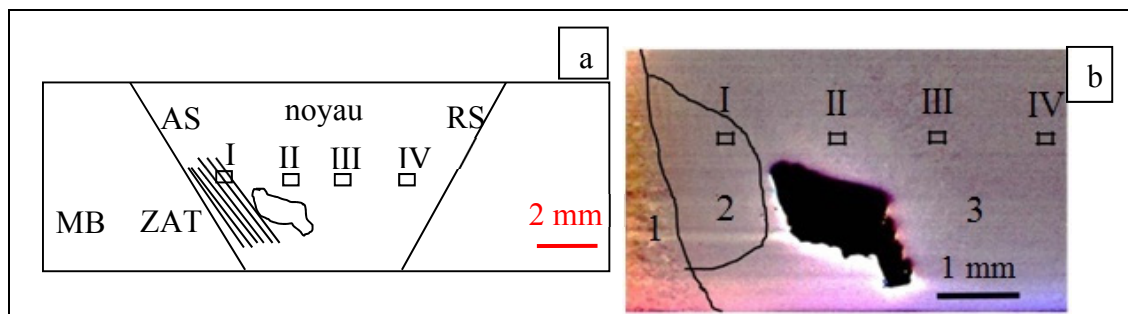


Figure 3.11 (a) Schéma simplifié de la coupe transversale de la soudure et (b) Image SEM montrant les quatre zones analysées par EBSD (I à IV)

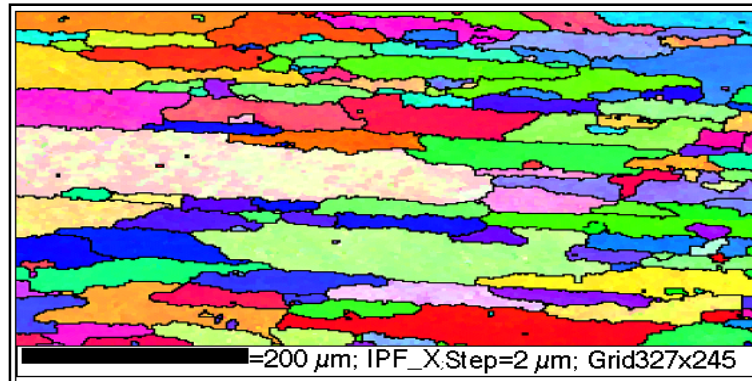


Figure 3.12 Cartographie EBSD de l'alliage 6082-T6

### 3.4.1.1 Orientation des grains dans les bandes alternées

La Figure 3.13 représente une cartographie sous forme de figure de pôle inverse de la structure en bandes contenue dans le côté avançant. Les indices de coloration sont à droite de la Figure 3.13 et seront les mêmes pour les autres cartographies EBSD. On remarque que les bandes avec de gros grains, colorés en bleu, ont une orientation majoritaire (111) alors que les bandes avec de plus petits grains, colorés en vert, ont plutôt une orientation (101). On observe également une bande avec des grains très fins colorés en bleu clair reflétant une orientation entre (111) et (101). On peut conclure que les bandes alternées manifestent à la fois une différence de taille de grains et de leur orientation.

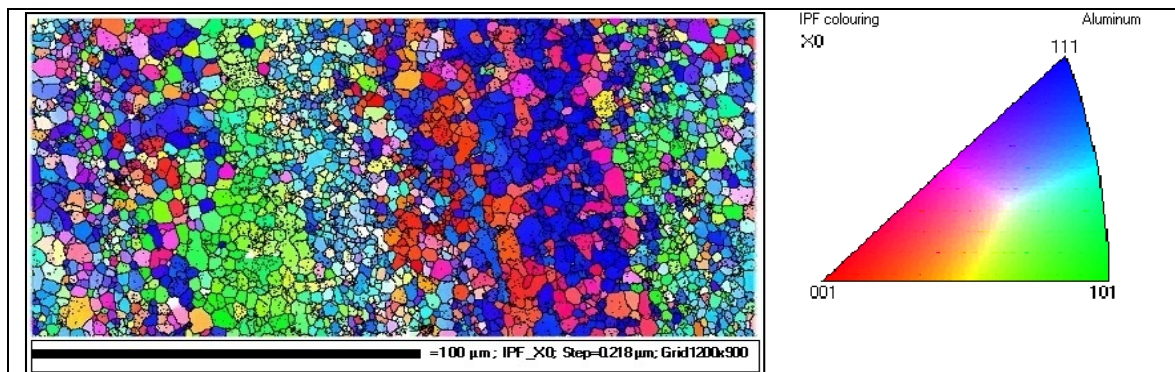


Figure 3.13 Cartographie EBSD des bandes alternées correspondant à la zone I de la figure 3.11

### 3.4.1.2 Orientation des grains dans le centre de la soudure

La Figure 3.14 montre la cartographie EBSD des zones II et III de la Figure 3.11. Dans la zone II, on peut distinguer une alternance entre deux orientations majeures (111) en bleu et (001) en rouge. Alors que dans la zone III, la couleur des grains vire au violet et à l'orange avec une orientation entre (111) et (001). Ces bandes n'étaient pas visibles au microscope optique qui n'a dévoilé que les "onion rings".

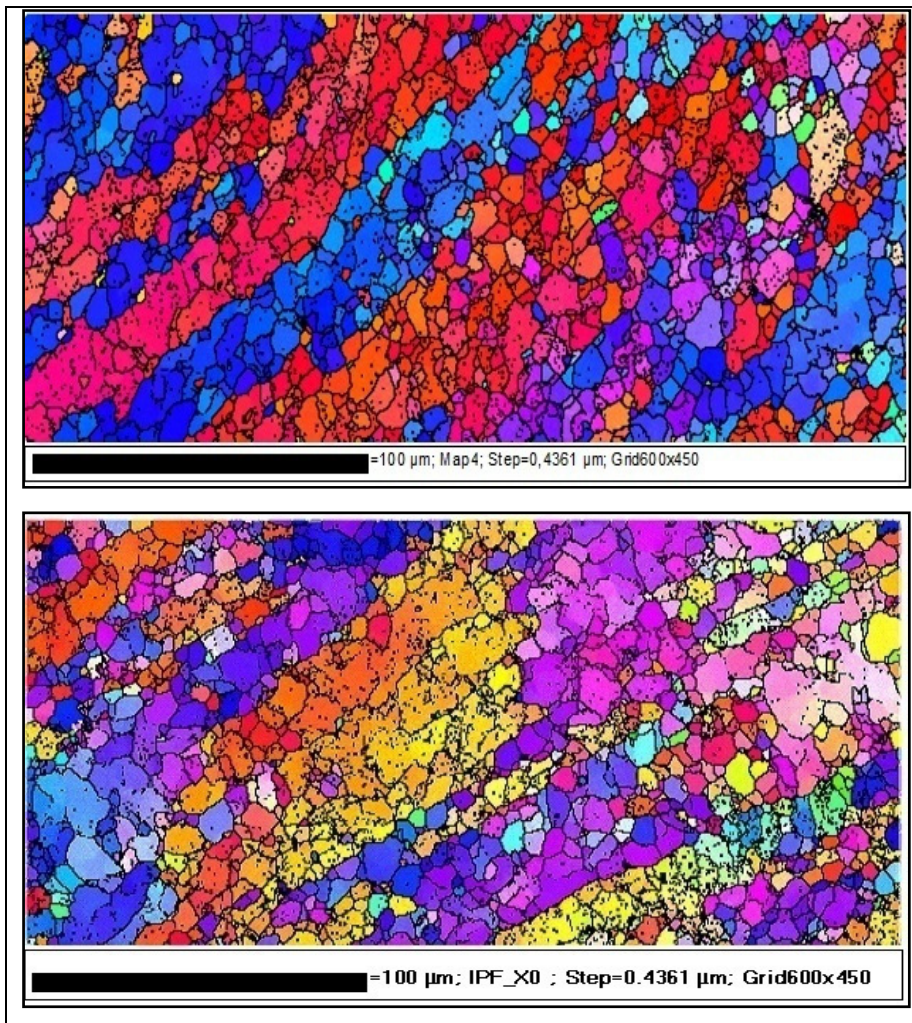


Figure 3.14 Cartographies EBSD de la zone de trajectoire de l'outil:(a) zone correspondant à la zone II et (b) à la zone III de la Figure 3.11



### 3.4.1.3 Orientation des grains dans le côté reculant

En arrivant à la zone IV dans le côté "reculant", on trouve une répartition majoritaire plus ou moins homogène entre les orientations (111) et (101) et on ne retrouve que quelques grains colorés en rouge avec une orientation (001) comme le montre la Figure 3.15.

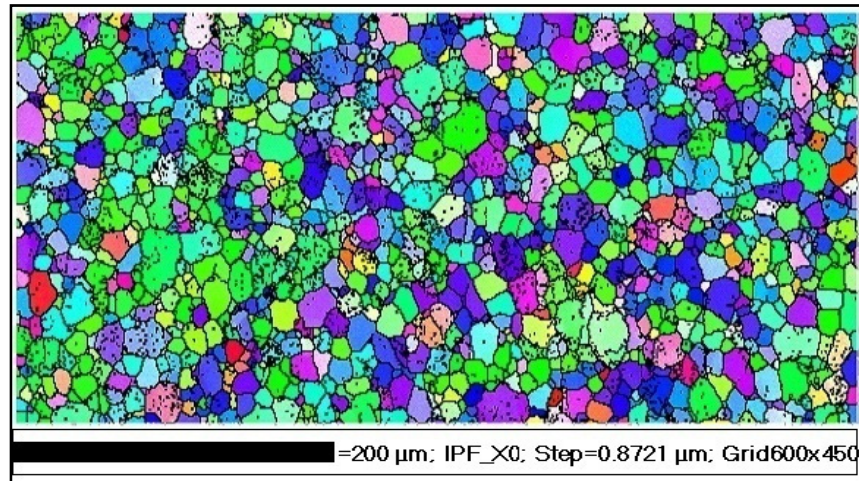


Figure 3.15 Cartographie EBSD du côté reculant correspondant à la zone IV de la Figure 3.11

## 3.4.2 Désorientation des grains

Une analyse post-EBSD a été réalisée sur les zones de I à IV de la Figure 3.11 avec la technologie HKL du logiciel de Oxford instruments.

### 3.4.2.1 Désorientation des grains dans le matériau de base

L'alliage d'aluminium 6082-T6 qui constitue le matériau de base, est caractérisé par une désorientation très faible traduite par un pourcentage élevé d'environ 89% de joints de grains à angle faible (inférieur à  $10^\circ$ ). La cartographie EBSD de l'alliage de base est représentée dans la Figure 3.16 (a) et la distribution de désorientation des grains (b). Les lignes en vert représentent les joints de grains dont l'angle d'orientation est entre  $2^\circ$  et  $10^\circ$ , les lignes en noir

supérieures à  $10^\circ$  et les lignes rouges supérieures à  $50^\circ$ . Ce code couleur sera utilisé pour les cartographies EBSD qui suivront.

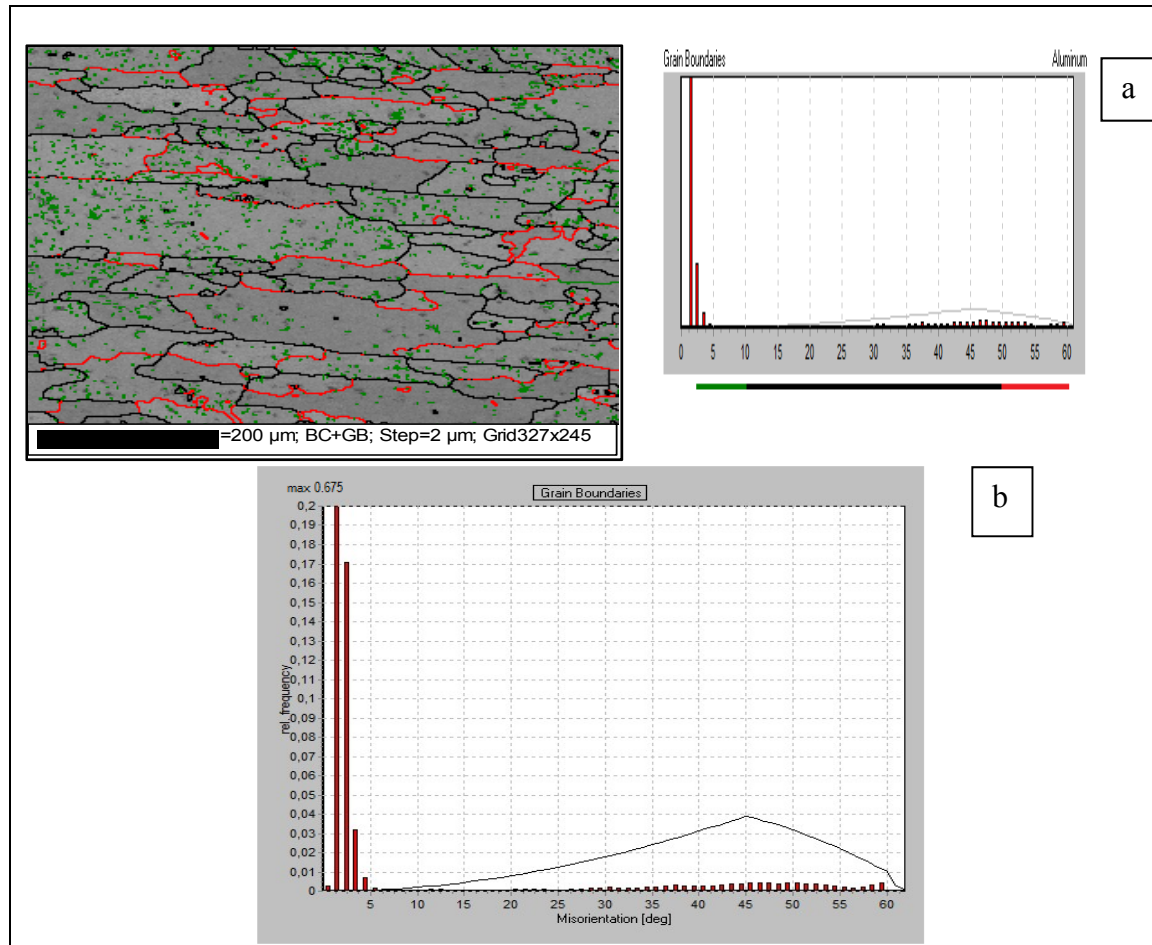


Figure 3.16 (a) Cartographie EBSD de l'alliage 6082-T6 et le code couleur des angles des joints de grains et (b) Distribution de désorientation des grains du matériau de base

### 3.4.2.2 Désorientation des grains dans les bandes alternées

Ayant vérifié qu'il y a une différence d'orientation entre les différentes bandes, mais aussi selon la position dans la soudure, on va, maintenant, étudier de plus près les joints de grains et le degré d'orientation entre eux. Une cartographie EBSD a été faite pour une zone plus large contenant des bandes alternées (et contenant également les indentations du test de nano-dureté). Après l'attaque chimique, on avait observé avec le microscope optique une alternance

entre des bandes "sombres" formées de petits grains et des bandes "claires" formées de grains plus gros. On retrouve cette alternance dans la cartographie EBSD de la figure 3.17 (a). Mais si on regarde bien les joints de grains, on remarque que les gros grains, qui forment les bandes "claires", sont constitués de petits grains avec des joints à faible angle (en anglais LAGB pour Low angle grain boundary), inférieurs à  $10^\circ$  et colorés en vert sur la Figure 3.17 (b), qui n'étaient pas visibles au microscope optique. Les bandes "foncées" sont constituées majoritairement de grains avec des joints à angle élevé (en anglais HAGB pour High angle grain boundary) supérieurs à  $10^\circ$  et colorés en noir sur la Figure 3.17 (b). Les joints des gros grains ont en réalité un angle supérieur à  $50^\circ$  (colorés en rouge sur la même figure) qui rappellent les joints de grains dans la zone de la trajectoire de l'outil (colorés en rouge sur les Figures 3.19 et 3.20). La Figure 3.18 représente une cartographie EBSD d'une petite zone dans une bande à grains grossiers en (a) où on retrouve les joints à angle élevé renfermant les grains avec des joints à angle faible (inférieur à  $10^\circ$  en vert) et une autre bande en (b) à grains fins avec des joints à angle plus élevé (supérieur à  $10^\circ$  en noir et rouge).

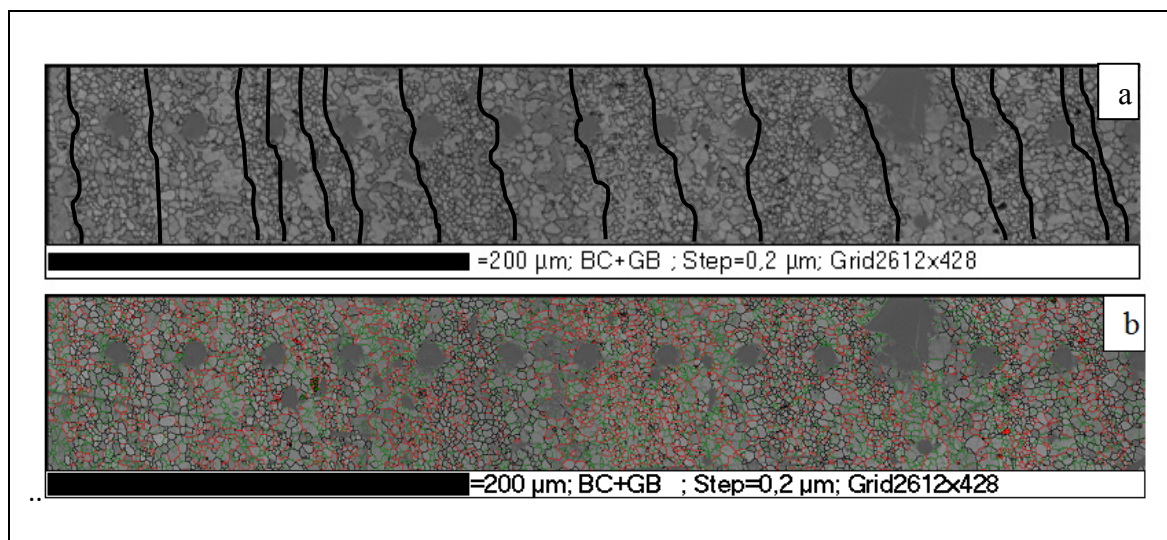


Figure 3.17 Cartographie EBSD des bandes alternées: (a) alternance entre bandes à grains grossiers et bandes à grains plus fins et (b) Ligne 1 de la Figure 3.9 avec les joints de grains et le code couleur correspondant

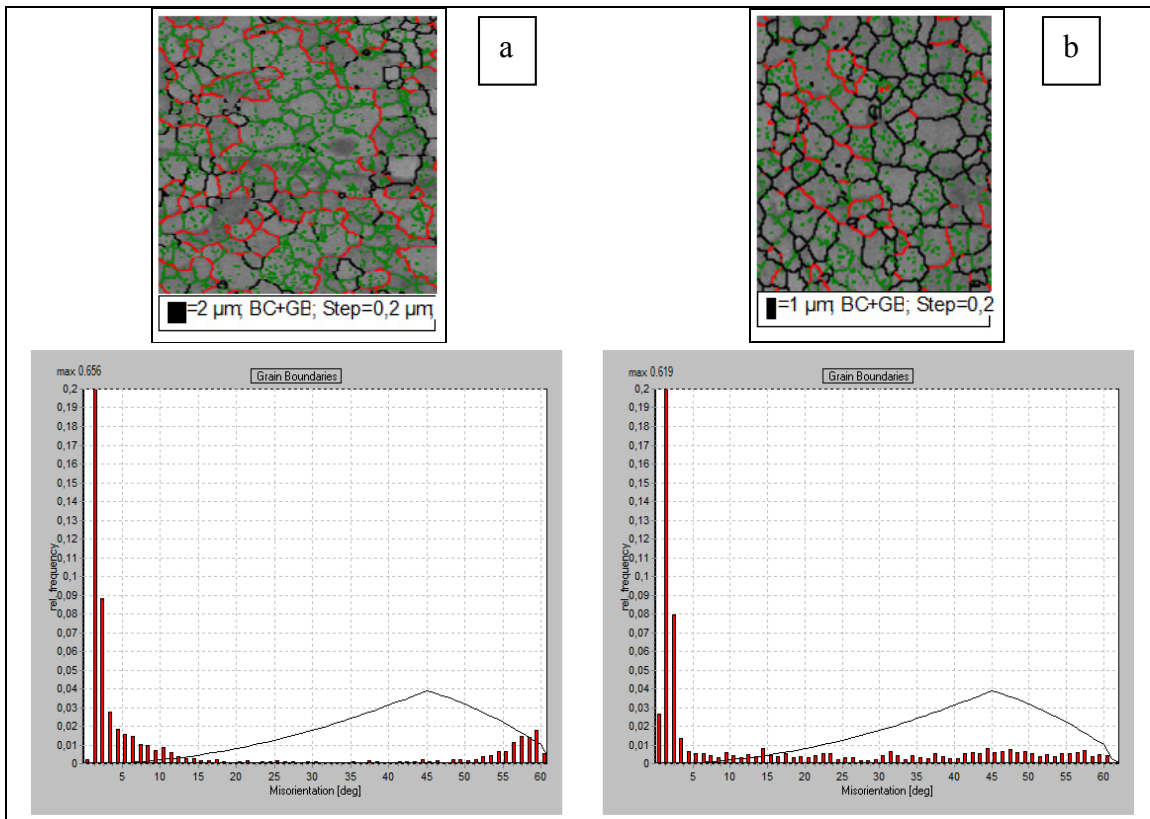


Figure 3.18 Cartographie EBSD et la distribution de désorientation des grains correspondante en dessous (a) zone d'une bande à gros grains et (b) zone d'une bande à grains fins

### 3.4.2.3 Désorientation des grains dans le centre de la soudure

Les zones II et III de la Figure 3.14 sont caractérisées par des grains regroupés en bandes de même orientation. En regardant les joints de grains, on peut reconnaître le contour initial des grains du matériau de base mais aussi la formation de petits grains à l'intérieur avec des joints à faible angle. Environ 87% des joints de grains ont un angle inférieur à  $10^\circ$  (représenté en vert sur les Figures 3.19 et 3.20) contre seulement 13% supérieur à  $10^\circ$ . (représenté en noir et en rouge). Les joints de grains colorés en rouge ont un angle supérieur à  $50^\circ$ . Ces valeurs sont quasiment identiques pour les deux zones.

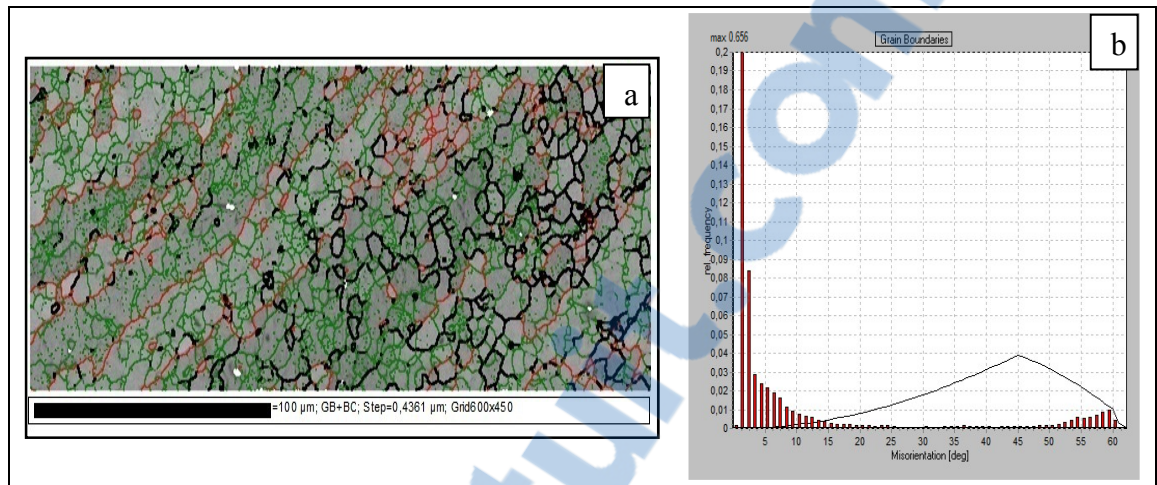


Figure 3.19 (a) Cartographie EBSD de la zone II sur la trajectoire de l'outil et (b) La distribution de désorientation correspondante

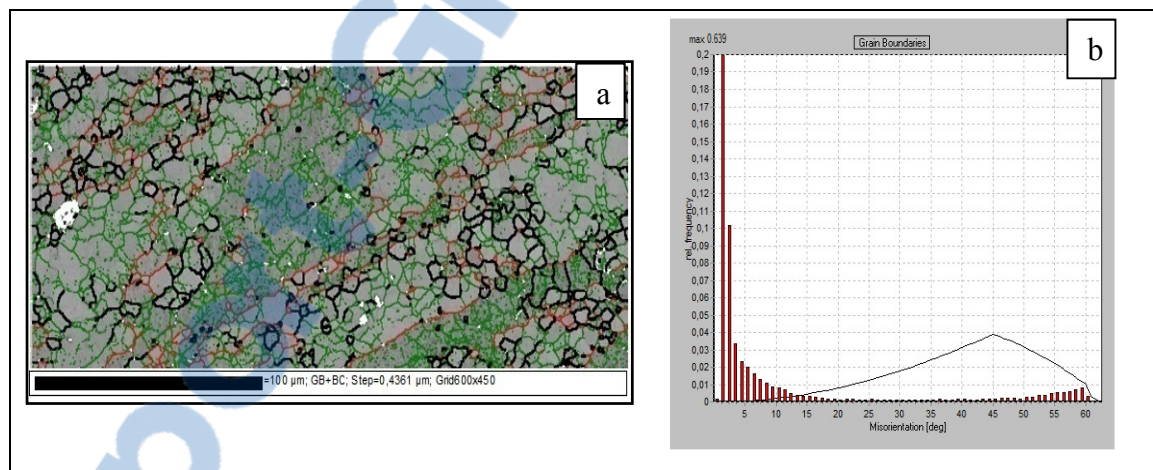


Figure 3.20 (a) Cartographie EBSD de la zone III sur la trajectoire de l'outil et (b) La distribution de désorientation correspondante

#### 3.4.2.4 Désorientation des grains dans le côté reculant

La Figure 3.21 montre une cartographie d'une analyse post-EBSD du côté reculant correspondant à la zone IV de la Figure 3.11. On trouve des grains équiaxes avec plus de joints à angle élevé. Le pourcentage des joints à angle inférieur à 10° est diminué à 74 % et celui des joints à angle supérieur à 10° a doublé (26%) comparé au centre de la soudure.

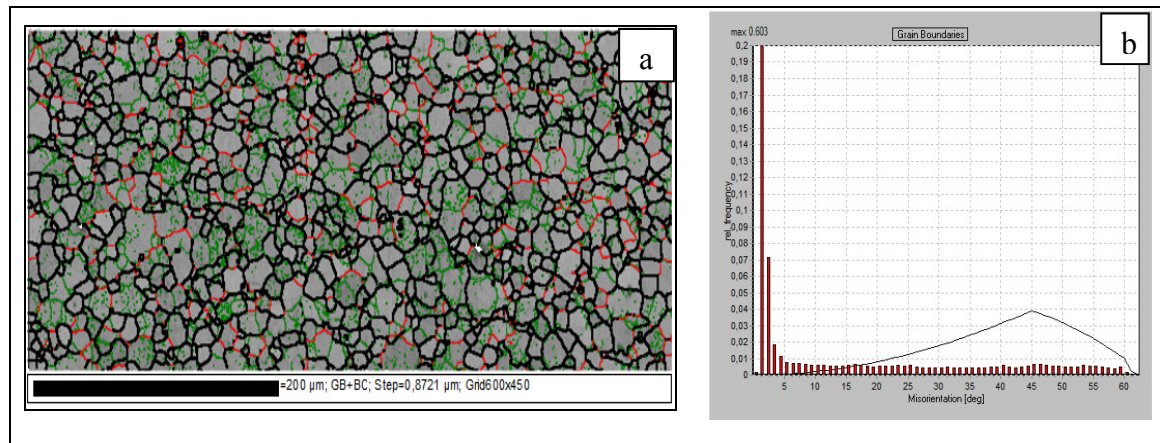


Figure 3.21 (a) Cartographie EBSD de la zone IV dans le côté reculant et (b) La distribution de désorientation correspondante

### 3.4.3 Discussion sur l'orientation et la désorientation des grains

La soudure par friction-malaxage a toujours été divisée en quatre zones distinctes (BM, HAZ, TMAZ et SZ). Cependant, la zone malaxée ou (stir zone SZ) subit des phénomènes complexes de déformation et de température conduisant à une microstructure hétérogène. L'étude de l'orientation des grains dans la microstructure est l'un des moyens qui a aidé les chercheurs à comprendre le mécanisme de déformation et du flux de matière qui s'opèrent dans les soudures par friction-malaxage. Plusieurs se sont intéressés à cette zone mais vus les différents cas de figures les données demeurent insuffisantes. En effet, les paramètres de soudage (les vitesses de rotation et d'avance ainsi que l'outil utilisé) mènent à des structures différentes. Si on utilise un outil contenant des filetages le mouvement de la matière sera mieux favoriser et on obtiendrait une microstructure différente.

On a pu voir que cette orientation n'est pas homogène dans le noyau. On a distingué trois zones qui elles mêmes présentent des hétérogénéités. Le centre du noyau constitue la zone où l'outil commence l'arrachement de matière et grâce à la forme allongée des grains on peut suivre la trajectoire de la matière. Le côté reculant, constitué de grains équiaxes et d'orientation aléatoire, est témoin d'une recristallisation dynamique. Le côté avançant, quand à lui, consiste en une alternance entre une bande de matière pouvant provenir du côté reculant et une autre du

centre de la soudure. Cette alternance qui forme les bandes alternées et une combinaison de différence de taille et d'orientation de grains.

Une recherche sur une soudure dissimilaire entre l'alliage d'aluminium 6061-T6 et l'alliage 5052-O, montre une zone malaxée homogène des deux côtés (AS) et (RS) avec l'absence de LAGB traduisant la recristallisation complète des grains (Wang et al. 2015). Yadav et Bauri ont trouvé, lors d'un processus de friction-malaxage (FSP) d'un aluminium commercial pur à 99.2%, que le centre de la soudure présentait une orientation préférentielle (001) avec un pourcentage en HAGB moins élevé comparé aux côtés avançant (AS) et reculant (RS) qui présentaient une orientation de grains aléatoire (Yadav and Bauri 2012). Une explication à cette différence entre les degrés d'orientation a été expliquée par Prangnell and Heason. Le matériau sur la trajectoire de l'outil subit une augmentation graduelle de température et de taux de déformation et les grains du matériau de base commencent par se diviser en gros grains qui forment des bandes comme on peut le voir dans les Figures 3.19 et 3.20. Ces grains paraissent plus gros car ils renferment des petits grains avec joints à très faible angle. C'est le début de la recristallisation. À mesure que la déformation augmente, les sous-grains se forment par le mouvement des dislocations qui s'arrangent dans les joints. On obtient alors les grains avec des joints à faible angle (LAGB). Ces joints à faible angle (LAGB) se transforment en joints de grains à angle élevé (HAGB) lors de la recristallisation dynamique continue (Prangnell and Heason 2005; Yadav and Bauri 2012). On retrouve cette tendance dans le côté reculant de notre soudure (Figure 3.21) où le pourcentage de grains avec joints à angle élevé a augmenté. Grâce à l'analyse EBSD, on a pu voir que l'alternance entre bandes claires et bandes foncées observée au microscope optique était due à une différence de réaction à l'attaque chimique car elles ont subi des taux de déformation et des historiques de température différents. Selon le principe de Hall-Petch la petite taille des grains dans les bandes foncées devraient augmenter la dureté en comparaison avec les bandes claires (Yadav and Bauri 2012). Cependant, dans notre étude, on n'a pas observé une différence importante dans la dureté des bandes excepté pour les points 5 et 6 où la bande à grains plus "fins" a une dureté plus élevée que celle à grains plus "grossiers". Les points 14 et 15 présentent un comportement inverse et ceci laisse suggérer que d'autres facteurs pourraient conditionner la dureté. Les joints de grains à angle élevé et les joints des sous-grains à angle faible constitués par l'absorption des dislocations pourraient en

être la cause dans la mesure où les bandes alternées auraient des densités de dislocations différentes. Des chercheurs ont stipulé que c'est plutôt le mécanisme d'Orowan qui domine lors du processus par friction-malaxage (Sato, Park, and Kokawa 2001). Par ce principe, la taille des précipités influence le mouvement des dislocations et par conséquent la dureté du matériau. Ce qui nous mène, dans ce qui suit, à étudier la distribution des précipités dans différentes zones du noyau de la soudure.

### **3.5 Analyse de la distribution des précipités**

Une analyse dispersive en énergie (EDS) a été réalisée sur le matériau de base et les quatre différentes zones de la Figure 3.11. Dans la structure en bandes, on a choisi les bandes où a été remarquée la baisse de dureté.

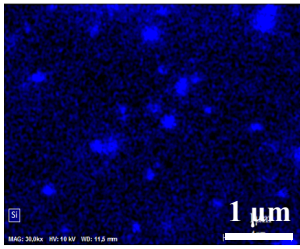
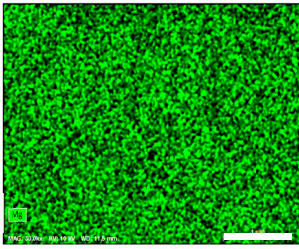
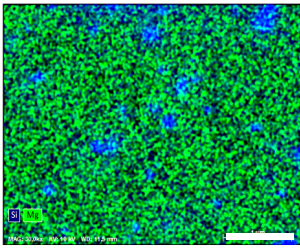
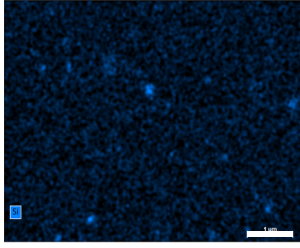
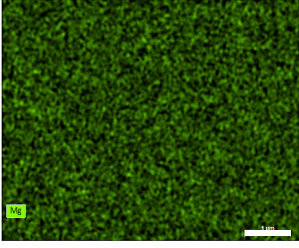
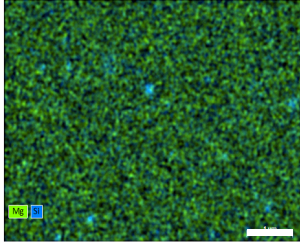
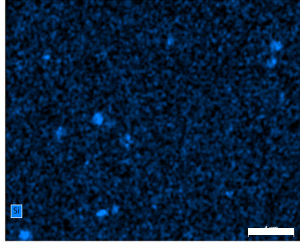
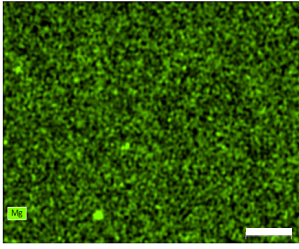
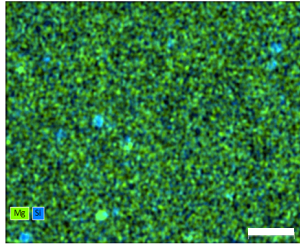
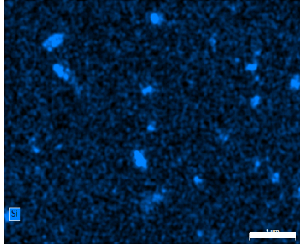
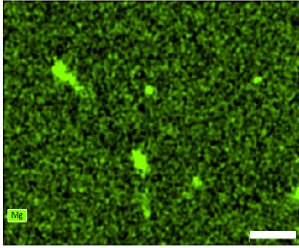
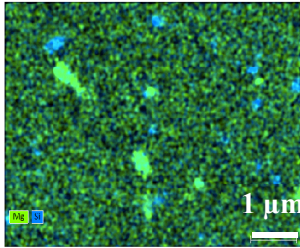
#### **3.5.1 Les précipités dans le matériau de base , le centre de la soudure et le côté reculant**

##### **3.5.1.1 Les précipités Mg-Si**

Dans le matériau de base, la distribution du magnésium est homogène et il existe plusieurs particules de silicium. Quand on regarde la zone de la trajectoire de l'outil au milieu de la soudure (zone II et III de la Figure 3.11), on remarque la dissolution du magnésium et du silicium. En revanche, on observe une agglomération de ces composants dans le côté reculant (zone IV de la Figure 3.11).

Tableau 3.1 Distribution du silicium et magnésium dans le matériau de base, le centre de la soudure et le côté reculant

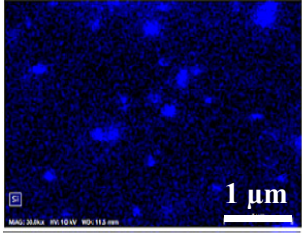
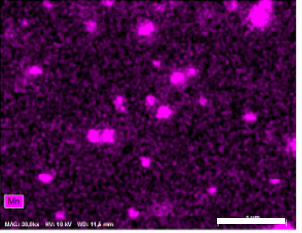
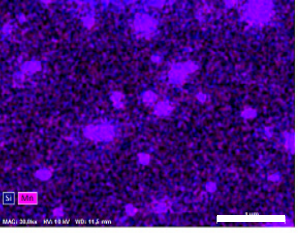
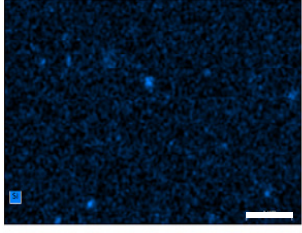
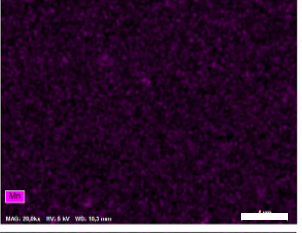
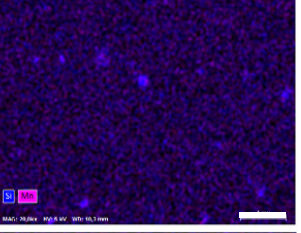
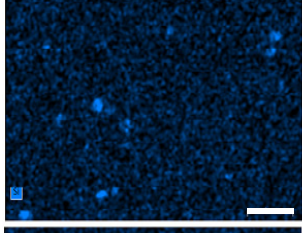
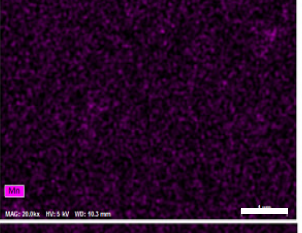
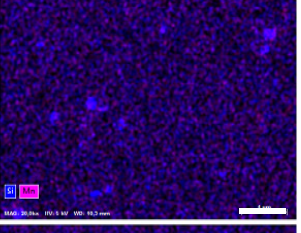
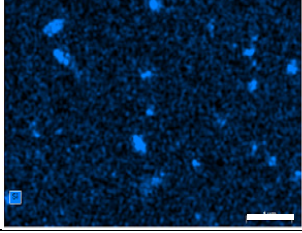
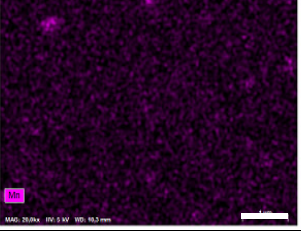
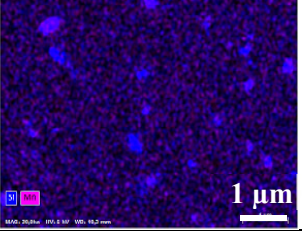


	EDS Si	EDS Mg	EDS Si-Mg
Matériau de base			
Centre de la soudure Zone II			
Centre de la soudure Zone III			
Côté reculant			

### 3.5.1.2 Les précipités Mn-Si

Le manganèse étant un des composants principaux des alliages d'aluminium 6061 et 6082, l'analyse EDS nous a permis de voir sa présence dans les différentes zones de la soudure. Le Tableau 3.2 montre la distribution du manganèse dans le matériau de base, au milieu de la soudure sur la trajectoire de l'outil (zone II et III de la Figure 3.11) et dans le côté reculant (zone IV de la Figure 3.11). Le manganèse présent dans le matériau de base est quasiment dissout dans la soudure et en particulier sur la trajectoire de l'outil.

Tableau 3.2 Distribution du silicium et manganèse dans le matériau de base, le centre de la soudure et le côté reculant

	EDS Si	EDS Mn	EDS Si-Mn
Matériau de base			
Centre de la soudure Zone II			
Centre de la soudure Zone III			
Côté reculant			

### 3.5.2 Les précipités dans les bandes alternées

L'analyse EDS a été faite sur les bandes contenant les indentations 5, 6 des lignes 1 et 2 où on a remarqué une diminution de la dureté dans la Figure 3.9 du paragraphe 3.3. La bande contenant l'indentation 5 est formée par des grains plus fins avec des joints à angle élevé que celle contenant l'indentation 6. La dureté est plus élevée dans la première bande et ceci peut être expliqué par une concentration de précipités plus élevée comme on peut l'observer dans la Figure 3.22. On observe du magnésium et du silicium mais pas beaucoup de précipités  $Mg_2Si$ . Lors du soudage par friction malaxage, les alliages à traitement thermique perdent leur

propriété T6 par la dissolution des précipités durcissants très fins et le grossissement de précipités non durcissants (Çam and Mistikoglu 2014). On remarque aussi le grossissement de précipités formés de fer, de silicium et manganèse dans la Figure 3.23.

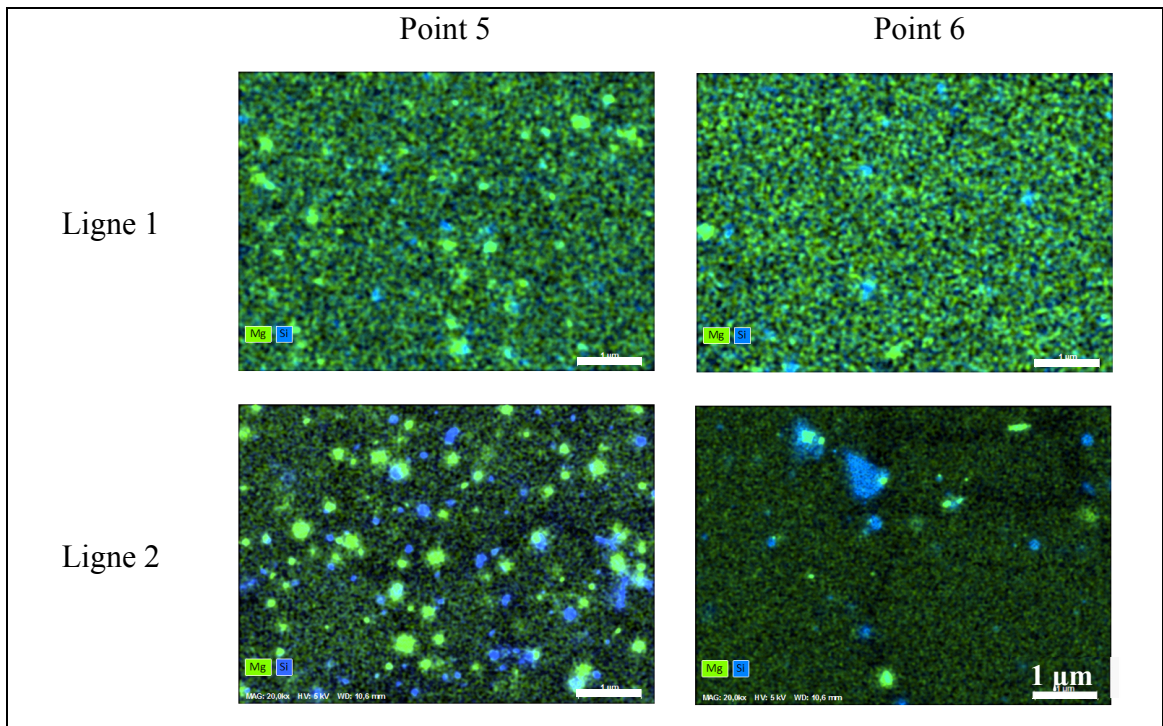


Figure 3.22 Distribution du silicium et du magnésium dans la bande à grains fins (point 5 des lignes 1 et 2) et de la bande à grains plus gros (point 6 des lignes 1 et 2)

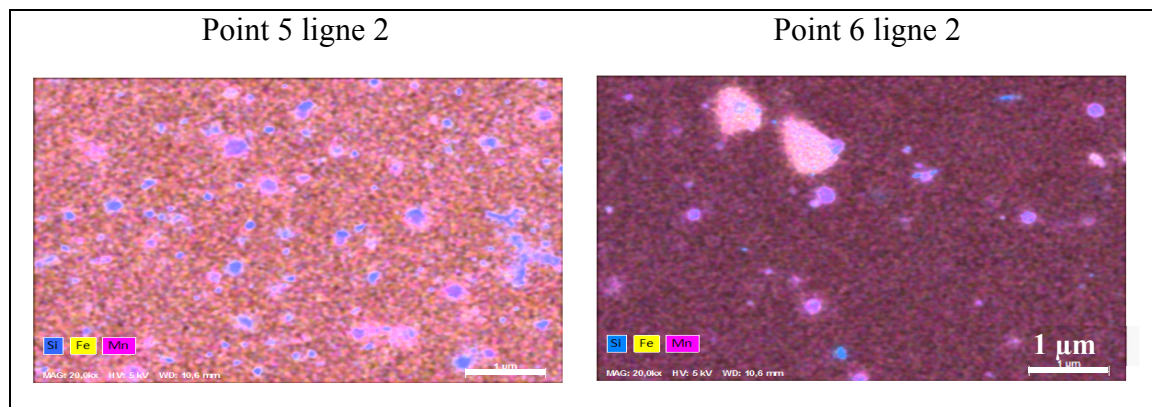


Figure 3.23 Distribution du silicium , du fer et du manganèse dans la bande à grains fins (point 5 de la ligne 2) et de la bande à grains plus gros (point 6 de la ligne 2)

### 3.5.3 Discussion sur la précipitation

Les propriétés mécaniques de la soudure des alliages à durcissement structural sont conditionnées par la distribution des précipités, la taille des grains ayant un moindre effet. On a pu observer que les précipités présents dans le matériau de base ont été dissouts sur la trajectoire de l'outil (zone contenant des grains avec joints à angle faible) car cette zone subit la température la plus élevée ce qui implique un temps de refroidissement plus lent ne permettant pas le maintien des éléments d'alliage dans la matrice. Les précipités retrouvés dans le côté reculant (contenant des grains avec joints à angle élevé) pourraient être dus à un refroidissement plus lent.

Lors d'une étude d'un alliage 6061-T6, Sauvage *et al.* avaient trouvé que le noyau de la soudure était dépourvu des précipités  $\beta''$  mais que les dispersoïdes de magnésium et de silicium étaient encore présents. Ils avaient également remarqué que leur distribution était hétérogène et qu'ils s'aggloméraient dans certaines zones. Ils ont expliqué que quelques précipités résistaient à la haute température puis grossissaient pendant le refroidissement (Sauvage et al. 2008). J.F Guo a expliqué, lors d'une étude d'une soudure dissimilaire entre le AA6061 et le AA 7075, que la diminution de la dureté dans la ZAT est due à la disparition des zones Guinier-Preston (G.P) et au grossissement des précipités durcissants et a comparé ce phénomène au vieillissement alors que dans la ZATM ce processus s'accroît comparant à la mise en solution. En revanche, une reprecipitation est possible dans le noyau qui atteint des température plus élevées (Guo et al. 2014). Ils rejoignent Sauvage *et al.*, en constatant qu'avec l'augmentation de la température dans le noyau atteignant 0.8 Tf soit dépassant les 400°C, les précipités durcissants  $\beta''$  caractéristiques de la série 6000, stables à une température inférieure à 200 °C, se dissolvent. Cette température élevée permet le grossissement des précipités  $\beta'$  qui ont un effet durcissant moins important que les  $\beta''$  (Svensson et al. 2000). Lee *et al.* stipulent que la vitesse de refroidissement serait assez rapide pour maintenir les éléments d'alliage dans une solution solide saturée (Lee, Yeon, and Jung 2003).

Dans le côté avançant et plus précisément dans les "onion rings", les précipités sont distribués de manière hétérogène. Les bandes à grains très fins (grains avec joints à angle élevé) contiennent plus de magnésium, de silicium et de fer que les bandes à grains plus gros (grains

avec joints à angle faible) comme on a pu le voir dans la bande à grains fins contenant les points 5 des lignes 1 et 2 dans la Figure 3.22 qui contiennent plus de particules comparée à la bande contenant les points 6 des lignes 1 et 2. Mahoney *et al.* avaient également observé, dans une soudure d'un alliage 7075-T651, que les bandes à grains fins contenaient des dispersoïdes de chrome et des précipités  $MgZn_2$  alors que les bandes à grains grossiers en contenaient moins (Mahoney *et al.* 1998). Cette alternance pourrait être due à la rotation et à l'avance de l'outil qui dépose des couches successives de matière provenant tantôt du côté reculant (avec des grains recristallisés) et tantôt du centre du noyau (avec des grains partiellement recristallisés). Il a été reporté par plusieurs chercheurs que le noyau de la soudure ainsi que la zone affectée thermiquement peuvent subir la dissolution complète des précipités ou leur grossissement dépendamment des cycles de température subis par le matériau eux mêmes dépendant des vitesses de rotation et d'avance. (Tang *et al.* 1998; Moreira *et al.* 2009). Svensson *et al.*, lors d'une étude sur des soudures dissimilaires des alliages 5083 et 6082, n'avaient pas constaté une différence particulière de taille de grains ou de densité de précipités entre les bandes alternées mais avaient trouvé que les précipités durcissant très fins inférieurs à 10 nm étaient totalement dissouts dans le noyau et que la densité des précipités de l'alliage 6082 de 0.1 à 1  $\mu m$  et de 1 à 10  $\mu m$  avait augmenté concluant qu'il s'agit d'un grossissement des précipités (Svensson *et al.* 2000). Dans le noyau du 6082, ils avaient trouvé de gros précipités de 1 à 5  $\mu m$  qu'ils ont identifiés comme  $AlFe(Mn)Si$  ou  $\beta$  ( $Mg_2Si$ ) et des particules plus fines de  $Al-Mn-Si$  de 100 à 150 nm. La différence très localisée de dureté et donc de la distribution des précipités  $\beta'$  et  $\beta$  dans le noyau dépendrait de la température atteinte, du temps de maintien à haute température et de la vitesse de refroidissement. La présence de ces particules retardent la croissance des grains ce qui peut être démontré par les EDS présentés précédemment. Les chercheurs ont été unanimes sur la dissolution des précipités durcissants dans les soudures des alliages de la série 6000 mais il est tout de même préférable de vérifier leur présence ainsi que la densité des dislocation avec une microscopie électronique en transmission qui n'a pas été faite faute de temps.

Finalement, cette partie nous a permis de confirmer qu'au sein du noyau il y a une hétérogénéité dans la distribution des précipités traduisant une historique thermique et mécanique différente.

Dans la partie suivante, il s'agira d'étudier les propriétés mécaniques pour les corrélérer avec les observations de la microstructure.

### **3.6 L'influence des paramètres du soudage par friction malaxage sur la résistance mécanique**

Comme expliqué dans le paragraphe 2.3, l'objectif du *shear punch test* est de déterminer la résistance mécanique dans des zones ciblées de la soudure que le test de traction conventionnel ne permet pas.

#### **3.6.1 *Shear punch tests* réalisés sur le matériau de base**

Des essais de *shear punch test* ont été réalisés sur le matériau non soudé afin de comparer les valeurs de résistance mécanique obtenues avec les valeurs de résistance préalablement connues des deux alliages 6061 et 6082. Les trois essais réalisés sur le matériau de base de l'alliage 6061-T651 ont donné une valeur moyenne de la résistance maximale en cisaillement de  $172 \pm 2$  MPa. La valeur moyenne de la résistance maximale en traction, calculée à partir de la formule de Guduru comme expliqué dans le paragraphe 2.3.1, est de  $310 \pm 4$  MPa. Rappelons que dans ce qui suit, toutes les valeurs de résistance mécanique en traction sont calculées à partir de cette formule et non par un test de traction conventionnel. Guduru *et al.*, lors de leur étude comparative entre le *shear punch test* et le test de traction conventionnel, avaient trouvé une résistance maximale en traction de 320 MPa pour l'alliage 6061 (Guduru et al. 2005). La forme des courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé obtenue dans cette étude ont les caractéristiques d'une courbe de *shear punch test* expliquée dans le paragraphe 2.5.1. Les essais réalisés sur le matériau de base de l'alliage 6082-T6 ont donné une valeur moyenne de résistance maximale en cisaillement de  $203 \pm 17$  MPa soit une résistance maximale en traction de  $365 \pm 30$  MPa. Les valeurs de résistance maximale en traction des deux matériaux de base obtenues par la formule de Guduru correspondent aux valeurs qu'on devrait obtenir par un test de traction conventionnel selon la norme ASTM B221M-13 qui doit être d'un minimum de 260 MPa pour le 6061-T6 et de 310 MPa pour le 6082-T6 ("Standard Specification for Aluminum and Aluminum-Alloy Extruded Bars, Rods,

Wire, Profiles, and Tubes (Metric)" 2013). De plus, trois essais de traction ont été réalisés sur le 6082-T6 afin de vérifier les valeurs obtenues par le *shear punch test*. La résistance maximale obtenue est de 332 MPa. Les courbes de la contrainte en fonction de la déformation de l'essai de traction sont présentées dans l'annexe II. Les courbes de la contrainte en cisaillement en fonction du déplacement normalisé des alliages 6061-T651 et 6082-T6 sont représentées respectivement dans les figures 3.24 et 3.25.

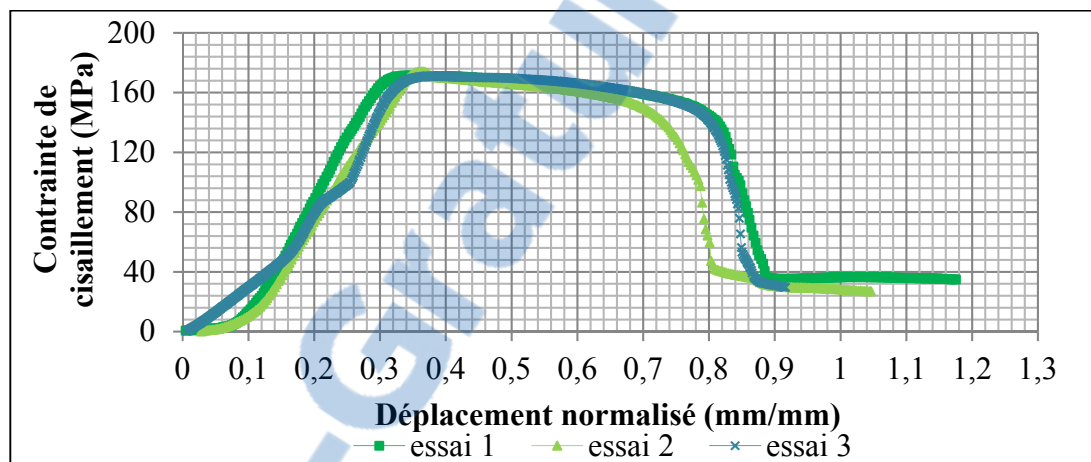


Figure 3.24 Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé de l'alliage 6061-T651

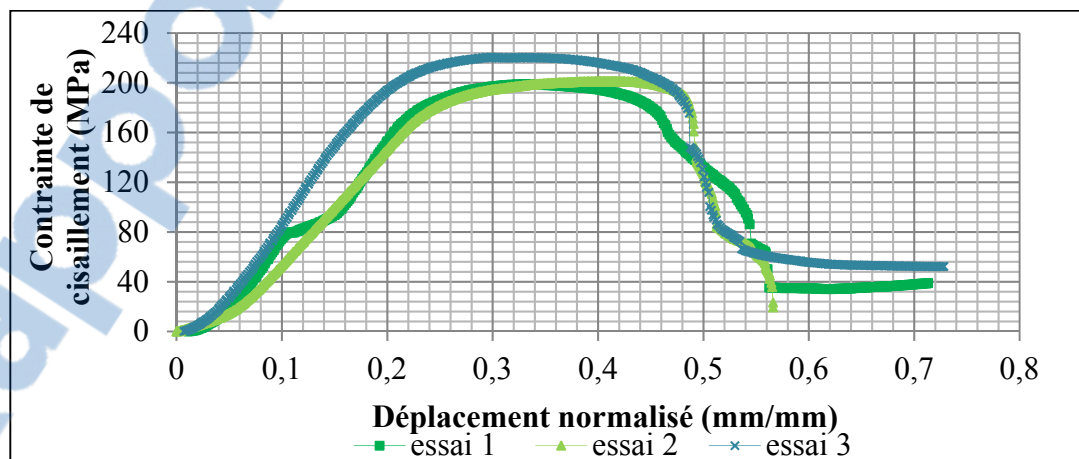


Figure 3.25 Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé de l'alliage 6082-T6

### 3.6.2 Le résistance mécanique des différentes soudures

Le *shear punch test* a été réalisé sur différentes zones du plan transversal de la soudure (en haut et en bas ainsi que dans la zone affectée thermiquement (ZAT) des deux côtés avançant (AS) et reculant (RS). Le bas des soudures contient les bandes alternées "onion rings" notées (OR). Le schéma simplifié de la Figure 3.26 montre ces différentes zones et les points rouges représentent la localisation des poinçonnages réalisés. Les courbes de la contrainte en cisaillement en fonction du déplacement normalisé de certains échantillons seront représentées dans les paragraphes suivants.

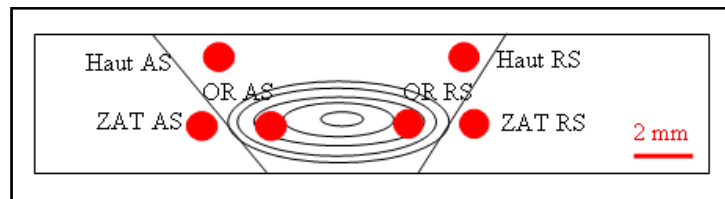


Figure 3.26 Schéma montrant l'emplacement des poinçonnages réalisés

### 3.6.2.1 La résistance mécanique dans une même soudure

Afin d'alléger les figures, les courbes de la zone affectée thermiquement seront représentées dans l'Annexe III. Les valeurs des résistances maximales de cisaillement et de traction de cette zone ainsi que celles des zones représentées dans les différentes courbes des Figures 3.27, 28 et 29 seront indiquées dans le Tableau 3.3. Il a été remarqué, pour tous les échantillons qu'ils soient réalisés avec l'outil trigone ou cylindrique avec l'alliage 6082 ou 6061, que la résistance maximale diminue en se déplaçant sur le plan transversal du haut de la soudure vers le bas. A titre d'exemple, la résistance maximale en cisaillement de l'échantillon 015 est de 207 MPa en haut de la soudure du côté avançant alors qu'elle baisse à 172 MPa en bas de la soudure du même côté. De même pour l'échantillon 019 dont la résistance maximale passe de 201 MPa à 173 MPa du haut vers le bas.

Le *shear punch test* n'est pas encore utilisé par les chercheurs dans l'étude des propriétés mécaniques des soudures par friction-malaxage. Cependant, une étude vient récemment d'être publiée où ses auteurs Hornbuckle *et al.* ont eu recours à ce test en utilisant un poinçon cylindrique à extrémité plate de 1 mm de diamètre pour étudier les propriétés mécaniques d'une



soudure en alliage d'aluminium 2139-T8 (Hornbuckle et al. 2017). Ces chercheurs ont coupé un échantillon dans le plan transversal de la soudure puis ont effectué une série de 144 *shear punch tests* à partir du centre de la soudure jusqu'à la zone affectée thermiquement du côté reculant. En se basant sur les mesures de dureté, ils ont considéré qu'il n'y avait pas de différence significative (seulement 10% d'écart) entre le côté avançant et reculant. En revanche, grâce au *shear punch test*, ils ont observé que la résistance maximale en cisaillement était plus élevée dans la partie supérieure de la soudure dépassant les 300 MPa et qu'elle diminuait graduellement en descendant à environ 295 MPa au centre et 270 MPa en bas (Hornbuckle et al. 2017). D'après Hornbuckle *et al.*, la diminution des propriétés mécaniques de haut vers le bas n'est pas intuitive en considérant le principe de Hall-Petch puisque la taille des grains en bas est plus petite qu'en haut de la soudure et de ce fait la résistance mécanique devrait y être plus élevée. Ils ont expliqué que dans le haut de la soudure la température est plus élevée qu'en bas avec un refroidissement plus lent et que malgré la dissolution des précipités fins, cette température gardait les éléments d'alliage durcissant ainsi cette zone par solution solide (Hornbuckle et al. 2017). Lee *et al.* avaient donné cette même explication mais en considérant tout le noyau (Lee, Yeon, and Jung 2003) La température atteinte dans le bas de la soudure conduit au grossissement des précipités ce qui diminue la résistance mécanique. Dans le haut de la soudure, on n'a pas observé une différence importante dans la résistance mécanique entre les côtés avançant et reculant qui était inférieure à 10% à l'exception des échantillons 015 et 016 dont la résistance maximale passe respectivement de 207 et 179 MPa dans le côté avançant à 177 et 134 MPa dans le côté reculant. En général, lors des essais de traction, la zone affectée thermiquement est la zone la plus faible de la soudure et qui finit par céder (Mishra and Ma 2005). Cette tendance est confirmée pour la majorité des ZAT des échantillons étudiés (les côtés avançant et reculant des échantillons 016, 015 et 019 et le côté reculant de l'échantillon 020). Pour l'échantillon 015, la résistance maximale en cisaillement passe de 166 MPa en bas de la soudure du côté reculant à 149 MPa dans la ZAT du même côté et de 177 MPa à 139 MPa pour l'échantillon 019. Hornbuckle *et al.* ont constaté que l'interface entre les zones affectées thermiquement et thermo-mécaniquement présentait les propriétés mécaniques les moins élevées entre environ 165 et 175 MPa (Hornbuckle et al. 2017). Étant donné que les essais sont très localisés on a obtenu certaines valeurs de résistance dans la ZAT

soit proches des valeurs trouvées dans le noyau comme pour l'échantillon 823SS1 où la résistance maximale en cisaillement est de 147 MPa en bas de la soudure du côté reculant et de 146 dans la ZAT, soit légèrement supérieures comme pour le côté avançant de l'échantillon 020 où la résistance maximale en cisaillement est de 168 MPa en bas de la soudure et de 180 MPa dans la ZAT.

Tableau 3.3 Contraintes maximales en cisaillement et en traction des échantillons réalisés avec l'outil trigone

Échantillon	Contrainte maximale de cisaillement (MPa)				Contrainte maximale de traction (MPa)			
	016	015	019	020	016	015	019	020
Haut AS	179	207	201	188	323	372	362	338
Haut RS	134	177	199	184	241	319	358	331
HAZ AS	124	-	158	180	224	-	285	325
HAZ RS	135	149	139	152	242	269	251	274
OR (AS)	125	172	173	168	225	310	312	303
OR (RS)	156	166	177	180	281	300	318	325

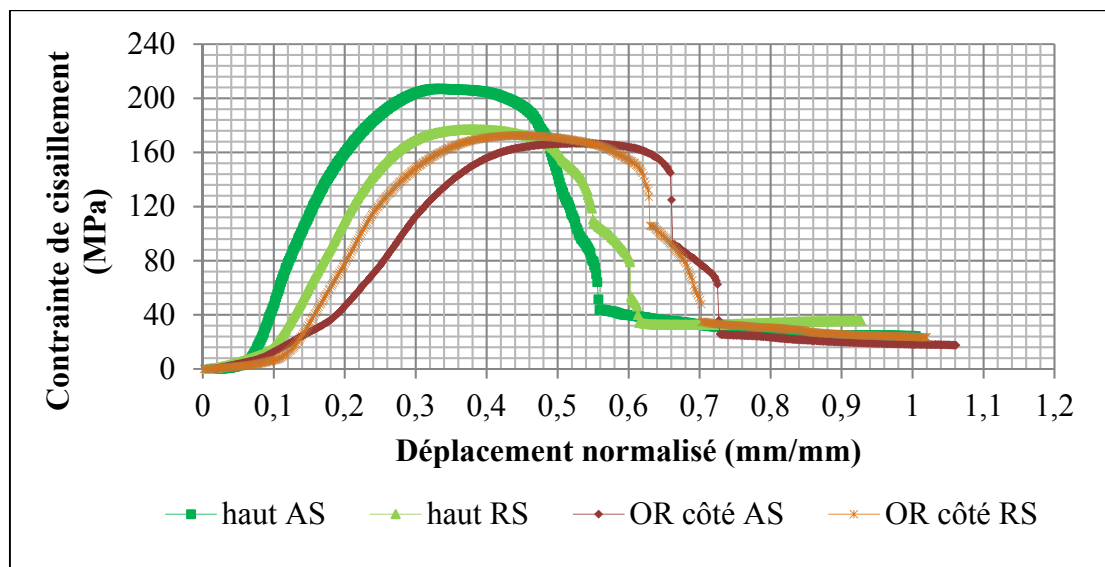


Figure 3.27 Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé de l'échantillon 015

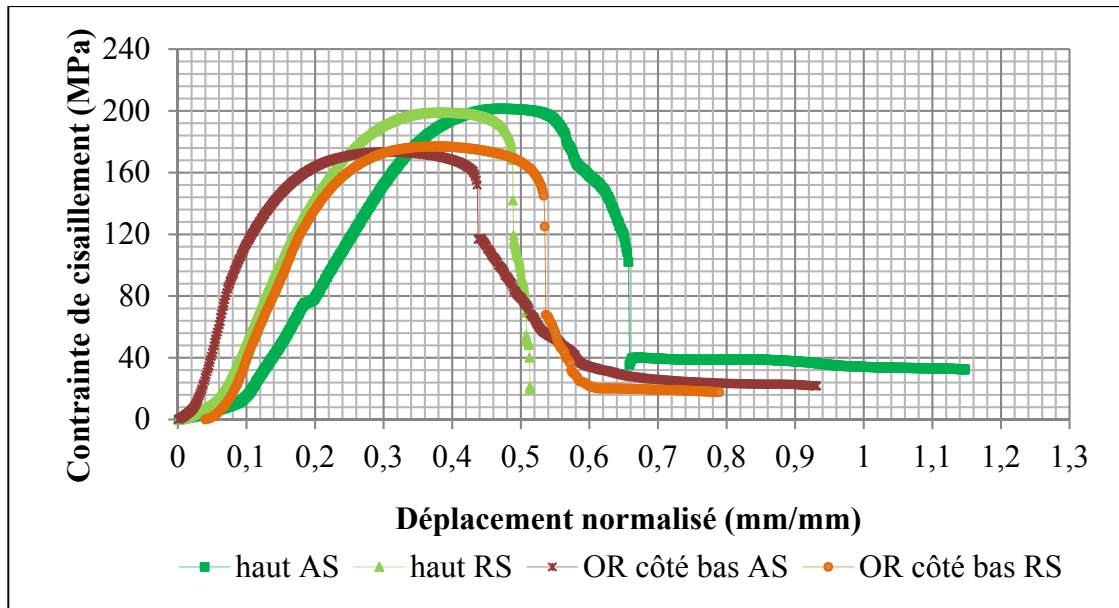


Figure 3.28 Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé de l'échantillon 019

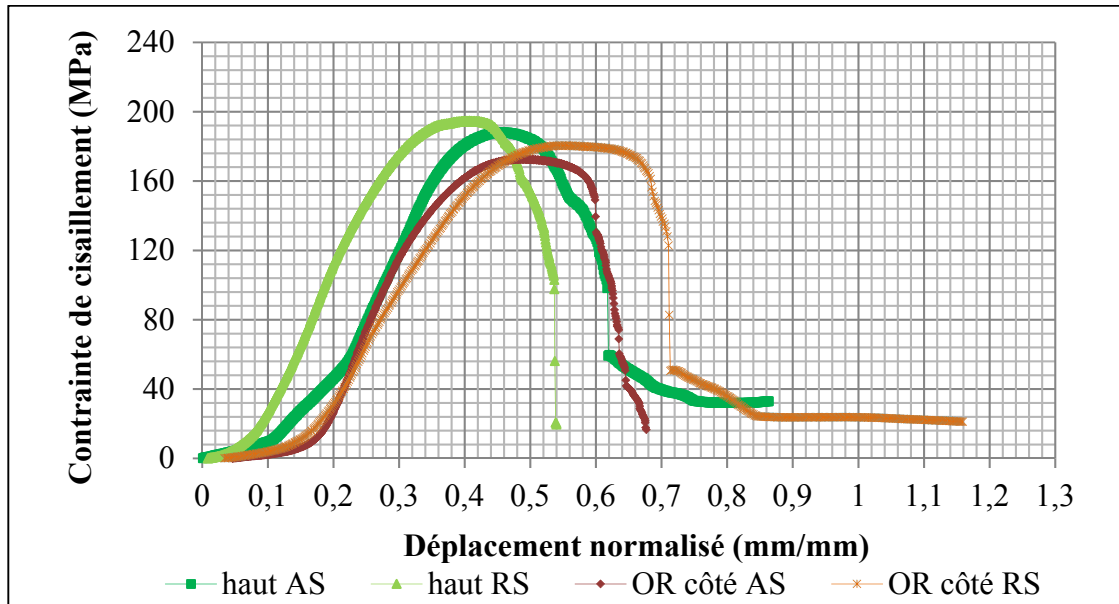


Figure 3.29 Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé de l'échantillon 020

### 3.6.2.2 Influence des vitesses d'avance et de rotation sur la résistance mécanique

En variant les vitesses de rotation et d'avance, on remarque que, quand le ratio entre ces vitesses diminue, comme c'est le cas pour les échantillons (015, 019 et 020), les propriétés mécaniques sont plus élevées mais aussi plus homogènes. Cette homogénéité est plus notable dans l'échantillon 020 avec un rapport de vitesse de 3.33 qui est le moins élevé. L'écart entre la résistance maximale en haut et en bas du noyau diminue comme on peut le voir dans le Tableau 3.3 et les courbes des Figures 3.26, 3.27 et 3.28 en les comparant à la valeur de résistance de l'échantillon 016. En effet, si on prend le côté avançant, la résistance maximale en cisaillement diminue respectivement de 68 MPa dans l'échantillon 016 alors qu'elle diminue seulement de 20 MPa dans l'échantillon 020. Les échantillons 015 et 019 qui ont la même vitesse de rotation de 1500 rpm mais une vitesse d'avance de 400 mm/min pour le premier et de 300 mm/min pour le deuxième ont des valeurs de résistance très proches ne dépassant pas les 10 % d'écart. Les échantillons 020, 015 et 019 avec les ratios de vitesses les moins élevés, respectivement 3.33, 3.75 et 5, ne présentent pas de défauts et les bandes alternées sont présentes dans les deux côtés avançant et reculant alors que l'échantillon 016 dont le rapport de vitesse est élevé (8.75) a une cavité au centre de la soudure et les bandes alternées ne sont présentes que dans le côté avançant.

Les courbes des Figures 3.30 à 3.33 représentent la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé de ces quatre échantillons dans le haut de la soudure du côté AS, le haut de la soudure du côté RS, le bas de la soudure du côté AS contenant des bandes alternées et le bas de la soudure du côté RS contenant des bandes alternées sauf pour l'échantillon 016. On observe que quelque soit l'endroit de la soudure, les échantillons 020, 015 et 019 avec les ratios de vitesses le moins élevés ont des valeurs de résistance plus élevées et une efficacité de soudure plus intéressante (environ 85%) que l'échantillon 016 avec seulement 70% d'efficacité. Ces valeurs sont obtenues en calculant la moyenne des valeurs d'efficacité. Le Tableau 3.4 montre les valeurs de l'efficacité des soudures dans les différentes zones des échantillons.

Plusieurs études ont montré qu'en général, lors des essais de traction conventionnels sur des soudures en aluminium à traitement thermique, la rupture se produit dans la ZAT (Mahoney et al. 1998; Lim et al. 2004; Liu and Ma 2008). Ce qui correspond à la zone avec la dureté la plus

faible (Scialpi, De Filippis, and Cavaliere 2007). Par conséquent, l'efficacité de la soudure, déterminée à partir de la résistance mécanique de la soudure, reflète cette zone faible notamment la ZAT dans le cas de notre alliage. Scialpi *et al.* ont étudié les propriétés mécaniques de plusieurs soudures par fiction-malaxage en alliage d'aluminium 6082 réalisées avec différents outils à une vitesse de rotation de 1810 rpm et une vitesse d'avance de 460 mm/min. Lors des essais de traction avec des éprouvettes miniatures de 35 mm de longueur, la rupture a eu lieu dans la ZAT et l'efficacité du joint calculée était de 76-77% dépendamment de l'outil (Scialpi, De Filippis, and Cavaliere 2007). Bien que les paramètres utilisés par Scialpi *et al.* soient différents de notre étude, cette valeur d'efficacité se rapproche de celle de la ZAT des deux échantillons 015 et 019 qui est d'environ 73%. Ceci peut être expliqué par le fait que les rapports des vitesses d'avance et de rotation sont proches (3.75 et 5 pour les échantillons 015 et 019 et 4 pour l'échantillon de Scialpi *et al.*). En considérant uniquement la ZAT, on perd une efficacité de 9.5 % et de 18.5% en augmentant le rapport de vitesse de 5 à 8.75 et de 3.33 à 8.75. Le graphe de la Figure 3.34 résume les valeurs moyennes des résistances maximales en cisaillement des deux séries d'essais sur les quatre échantillons.

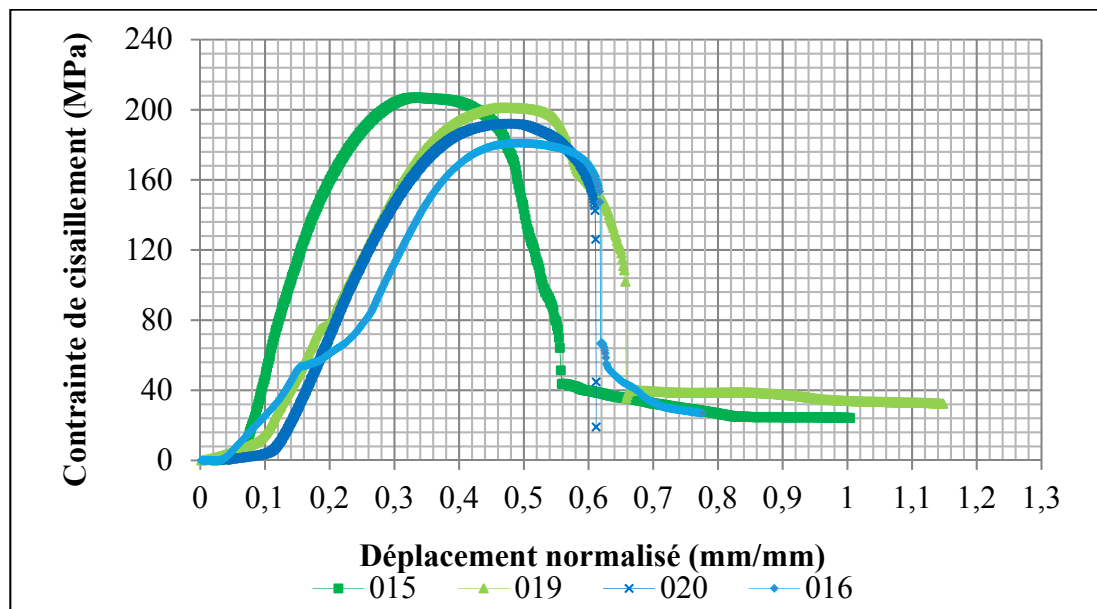


Figure 3.30 Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé dans le haut de la soudure côté AS des quatre échantillons

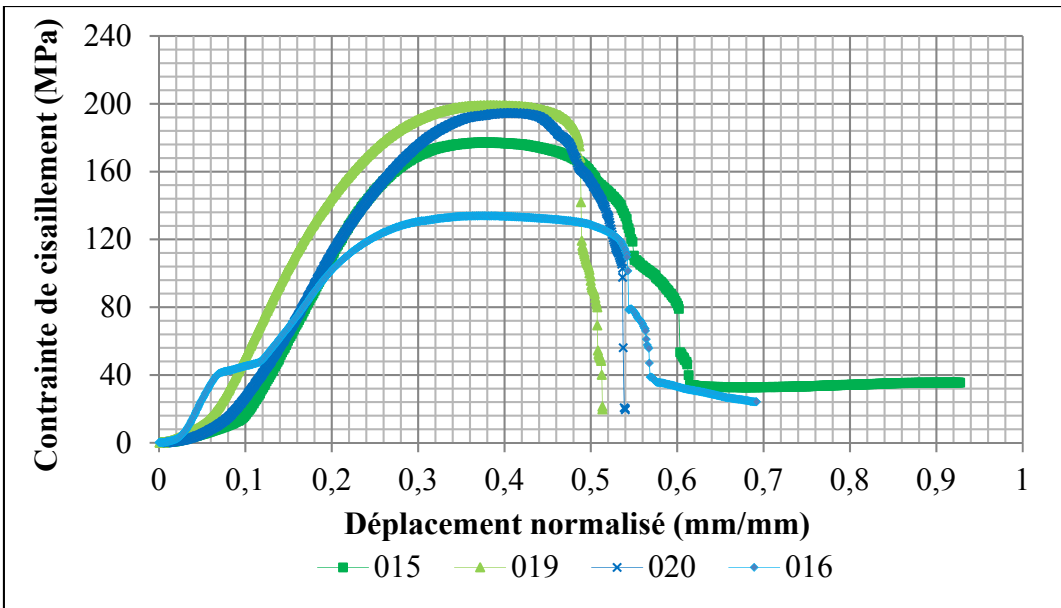


Figure 3.31 Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé dans le haut de la soudure côté RS des quatre échantillons

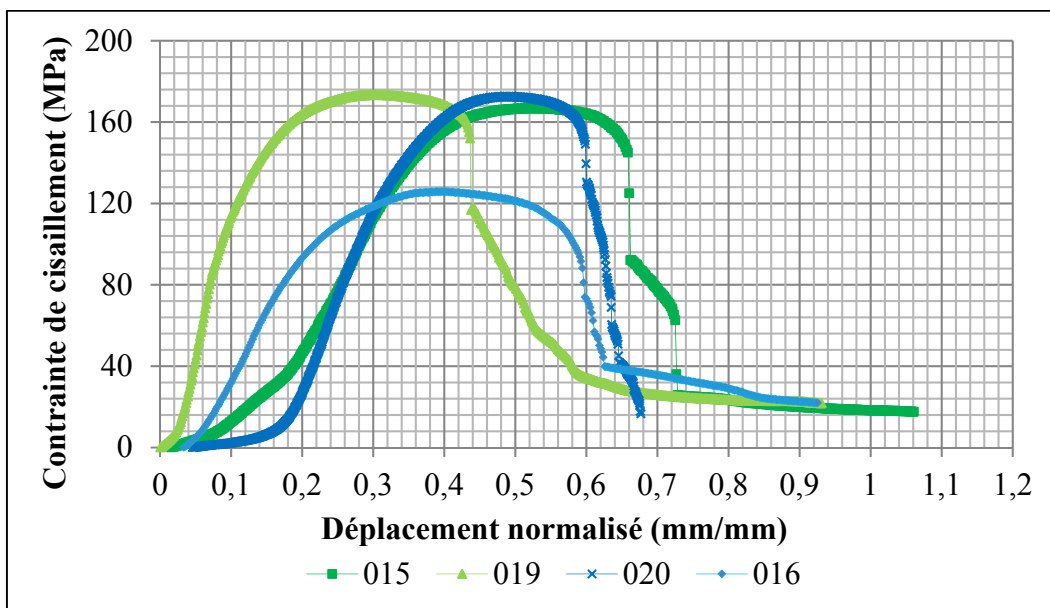


Figure 3.32 Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé dans le bas de la soudure du côté AS avec présence des bandes alternées des quatre échantillons

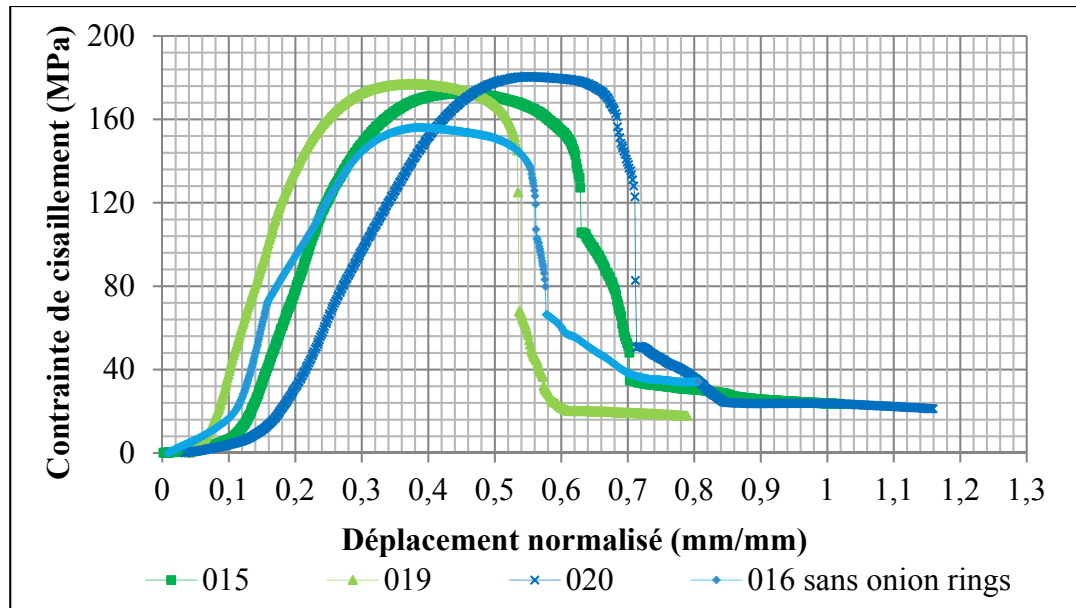


Figure 3.33 Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé dans le bas de la soudure du côté RS avec présence des bandes alternées des quatre échantillons sauf pour l'échantillon 016

Tableau 3.4 Efficacité mécanique de la soudure dans différentes zones (haut et bas de la soudure et la ZAT des deux côtés avançant et reculant)

Échantillon	Efficacité de la soudure (%)			
	016	019	015	020
vitesse de rotation;	1750 rpm;	1500 rpm;	1500 rpm;	2000 rpm;
vitesse d'avance	200 mm/min	300 mm/min	400 mm/min	600 mm/min
Rapport vitesse de rotation/avance	8.75	5	3.75	3.33
Haut AS	88	99	102	83
Haut RS	66	98	87	90
HAZ AS	61	78	-	89
HAZ RS	66	68	73	75
OR (AS)	61	85	84	83
OR (RS)	76	87	82	89

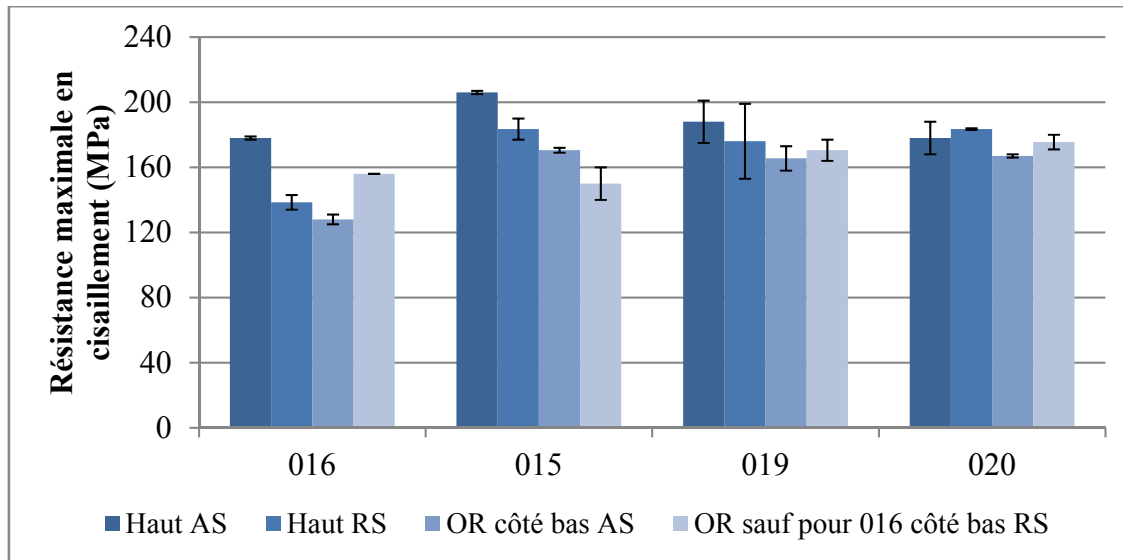


Figure 3.34 Graphe des résistances maximales moyennes en cisaillement des quatre échantillons en haut et en bas du plan transversal de la soudure

### 3.6.2.3 Effet de la géométrie de l'outil sur la résistance mécanique

Les échantillons 016 et 823SS1 ont été soudés à partir du même alliage et avec les mêmes paramètres (1750 rpm et 200 mm/min) mais le premier avec l'outil trigone et le deuxième avec l'outil conique. La géométrie de ces deux outils ne semble pas affecter les propriétés mécaniques comme on peut le voir dans les Figures 3.35 et 3.36 qui représentent les courbes de la résistance en cisaillement en fonction du déplacement normalisé dans le haut et le bas des deux soudures avec les deux outils. L'aspect du noyau de la soudure est différent d'un outil à l'autre. On a obtenu des zones malaxées plus larges avec l'outil trigone car son pion était plus grand que celui l'outil conique avec respectivement un diamètre de tête et une hauteur de 5 et 5.5 mm pour le premier et de 1.77 et 2.8 mm pour le deuxième mais les valeurs des résistances maximales sont très proches. Par exemple, elle est de 179 MPa dans le haut de la soudure du côté AS pour avec l'outil trigone (échantillon 016) et de 164 MPa avec l'outil conique (échantillon 823SS1).

Dans leur étude sur l'alliage 7075-T6 présentée dans le paragraphe 1.5.2, Rajakumar *et al.* ont trouvé que les propriétés mécaniques diminuaient en augmentant le diamètre de l'épaulement de 15 mm à 21 mm ou en le diminuant de 15 mm à 9 mm, la résistance maximale en traction



ayant baissé respectivement de 375 à 350 MPa et de 375 à 270 MPa. L'épaulement étant en partie responsable de l'apport en chaleur dans la soudure, un diamètre trop grand augmenterait la zone malaxée et sa zone affectée thermiquement et donc détériorerait ses propriétés mécaniques alors qu'un épaulement pas assez large ne permettrait pas un malaxage optimal (Rajakumar, Muralidharan, and Balasubramanian 2011). Ces chercheurs ont également varié le diamètre du pion et ont observé une résistance maximale en traction respectivement de 375, 325 et 280 MPa pour des diamètres de pion de 5, 7 et 3 mm. Le pion joue un rôle important car, en plus de la friction avec le métal qui génère la chaleur, il est responsable du malaxage et donc du volume de matière malaxée. Si son diamètre est trop grand, l'apport en chaleur serait insuffisant pour le grand volume de matière malaxée et s'il est trop petit, cela générerait trop de chaleur pour un petit volume de matière (Rajakumar, Muralidharan, and Balasubramanian 2011). Ces auteurs ont obtenu des propriétés mécaniques optimales avec un diamètre d'épaulement de 15 mm et un diamètre de pion de 5 mm.

Dans notre étude d'autres essais sont nécessaires pour valider ou non cette tendance. On a remarqué dans le côté avançant le début de la formation des bandes alternées juste à proximité d'une cavité mais qui ne prolongent pas jusqu'au côté reculant. Cette zone présente une résistance maximale en cisaillement très faible de 125 MPa pour l'échantillon 016 et de 129 MPa pour l'échantillon 823SS1 qui se rapproche de la valeur de résistance de la ZAT (124 et 130 MPa) et qui est inférieure à la résistance du côté reculant qui est de 156 MPa pour l'échantillon 016 et de 146 MPa pour l'échantillon 823SS1. Les courbes des Figures 3.37 et 3.38 représentent la résistance en cisaillement en fonction du déplacement normalisé de ces deux échantillons. Les valeurs des résistances maximales en cisaillement et en traction sont représentées dans le Tableau 3.5. On n'a pas observé cette baisse de résistance entre le côté avançant et reculant pour les autres échantillons qui présentaient des bandes alternées des deux côtés. Malgré cette constatation, on ne peut pas conclure que les bandes alternées présentes dans un seul côté de la soudure pourraient être la cause de cette diminution de la résistance car l'échantillon présente un rapport entre les vitesses d'avance et de rotation élevé susceptible de détériorer les propriétés mécaniques.

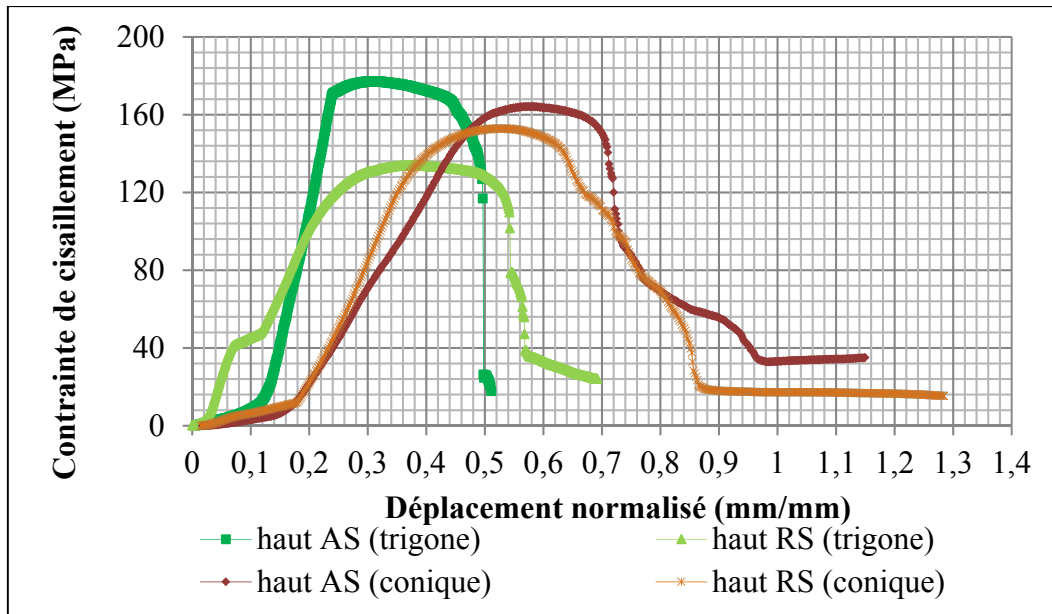


Figure 3.35 Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé en haut des soudures réalisées avec l'outil trigone et l'outil conique

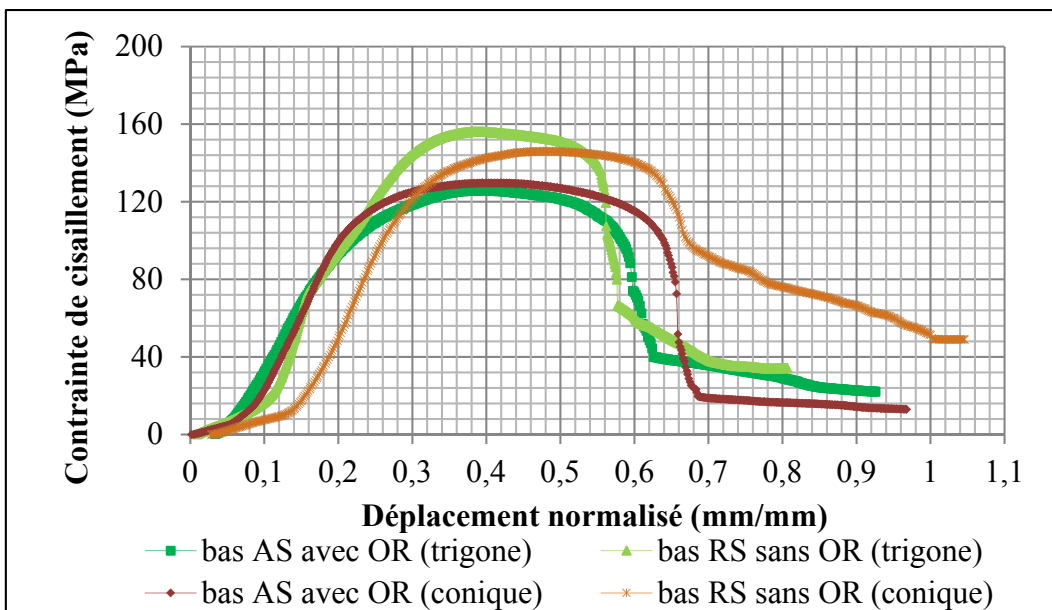


Figure 3.36 Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé en bas des soudures réalisées avec l'outil trigone et l'outil conique

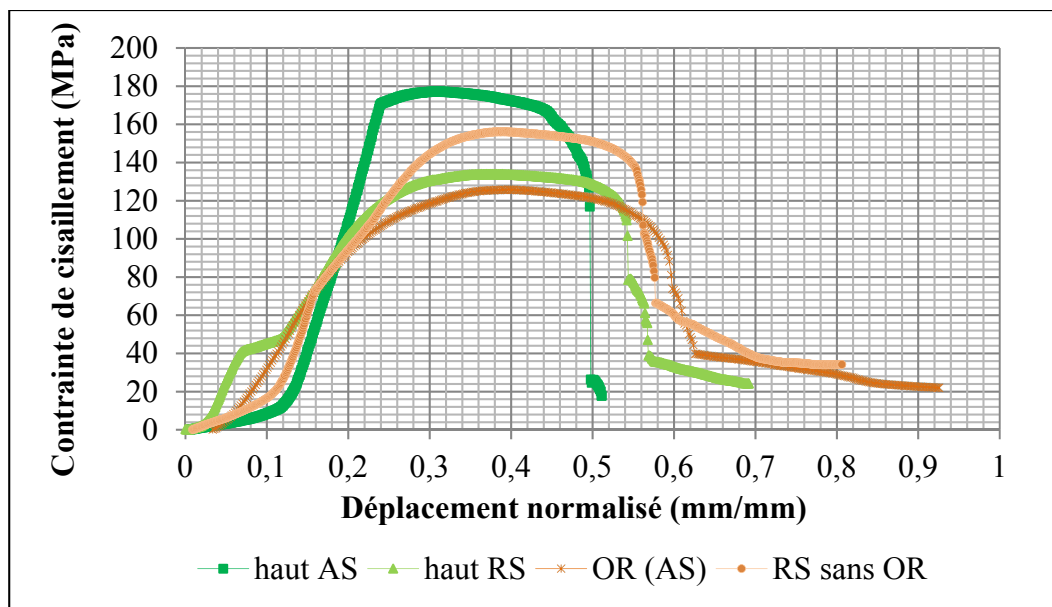


Figure 3.37 Courbes de la contraite de cisaillement en fonction du déplacement normalisé de l'échantillon 016

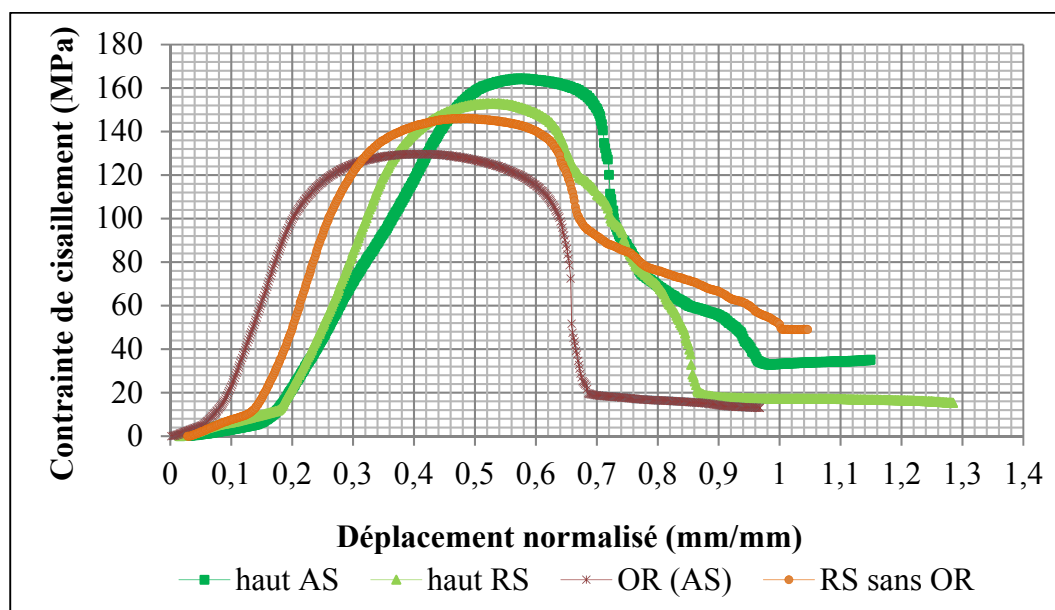


Figure 3.38 Courbes de la contraite de cisaillement en fonction du déplacement normalisé de l'échantillon 823SS1

Tableau 3.5 Contraintes maximales en cisaillement et en traction des échantillons réalisés avec les mêmes paramètres mais avec un outil différent

Échantillon	Contrainte maximale de cisaillement (MPa)		Contrainte maximale de traction (MPa)	
	<b>016 (trigone)</b>	<b>823SS1 (conique)</b>	<b>016 (trigone)</b>	<b>823SS1(conique)</b>
Haut AS	179	164	323	295
Haut RS	134	163	241	294
HAZ AS	124	130	224	235
HAZ RS	135	147	242	264
OR (AS)	125	129	225	233
RS sans OR	156	146	281	263

### 3.7 Sommaire

On a retrouvé les bandes alternées dans tous les échantillons sous différents aspects et ce lors processus de friction malaxage (FSP) ainsi que la soudure par friction malaxage (FSW). Tout d'abord, ces bandes peuvent apparaître de manière plus ou moins prononcée selon les paramètres du soudage mais principalement selon l'outil utilisé. En effet, l'outil trigone a formé des zones plus large de bandes alternées que l'outil conique. Les "onion rings" se forment dans le côté avançant et peuvent se prolonger dans le côté reculant. L'alternance entre les bandes claires et sombres qui apparaît lors de l'attaque chimique est due, à premier abord, lors de l'observation microscopique, à une différence de taille de grains. De plus, les grains du côté reculant était plus gros que ceux du côté avançant.

On s'est, particulièrement, intéressé à la soudure réalisée avec l'outil trigone à une vitesse de rotation de 1750 rpm et une vitesse d'avance de 200 mm/min car cet échantillon présentait une zone de bandes alternées assez large et dans un seul côté de la soudure ce qui nous a permis de la comparer au côté reculant. Après une analyse EBSD, il s'est avéré que cette différence est due à une alternance entre des bandes contenant des grains avec des joints à angle faible et d'autres à angle élevé. La première catégorie proviendrait du centre de la soudure qui contenait des grains avec des joints à angle faible, alors que la seconde proviendrait du côté reculant qui, lui, contenant des grains avec des joints à angle élevé.

On n'a pas noté une différence significative de dureté entre les bandes. Cette dureté dépend de la présence de précipités, la taille des grains ayant une influence moindre. Dépendamment des

cycles de température les précipités peuvent grossir ou se dissoudre. Il a été observé qu'ils sont dissouts au centre de la soudure sur la trajectoire de l'outil mais que le côté reculant contenait des particules de manganèse, de magnésium et de silicium. Ces particules, également présentes dans les bandes à grains très fins, confirmeraient que ces bandes proviennent du côté reculant. De plus, les zones contenant des grains à angle élevé (côté reculant et bandes sombres) contiennent plus de précipités que les zones avec des grains à angle faible (centre du noyau et bandes claires). Les précipités retardent la croissance des grains ce qui expliquerait leur très petite taille. Alors que le nombre réduit de précipités dans les bandes à grains plus grossiers laisserait supposer leur provenance du centre de la soudure. Le gradient de température et la vitesse de refroidissement étant différents entre le haut et le bas de la soudure, les propriétés mécaniques sont également différentes avec des contraintes maximales en cisaillement plus élevées en haut qu'en bas. Ce qui ne paraît pas évident au départ en considérant la relation Hall-Petch puisque les grains sont plus petits en bas qu'en haut laissant croire à une résistance mécanique plus élevée en bas. De ce fait, il est difficile de savoir l'impact des bandes alternées présentes dans le bas de la soudure sur les propriétés mécaniques. Malgré l'observation d'une diminution de la résistance dans la zone contenant des bandes alternées comparée au côté reculant qui n'en contient pas, on ne peut pas conclure que ces bandes en sont la cause car le rapport entre les vitesses d'avance et de rotation de l'échantillon est élevé, ce qui diminue les propriétés mécaniques.



## CONCLUSION

Des phénomènes très complexes ont lieu lors du soudage par friction malaxage. Les vitesses d'avance et de rotation mais aussi l'outil utilisé conditionnent les cycles de température dépendamment de l'alliage utilisé qui déterminent à leur tour la microstructure de la soudure et ses propriétés mécaniques. L'analyse des soudures réalisées par friction-malaxage a mené aux conclusions suivantes:

- Les bandes alternées dépendent des paramètres de soudage ainsi que de la géométrie de l'outil et peuvent apparaître même dans des soudures dites "chaudes" en augmentant la vitesse de rotation.
- Les bandes alternées apparaissent sous forme d'une différence de contraste observée au microscope optique. Elle est due, à premier abord, à une différence de taille de grains. Il s'est avéré que cette différence est due à une alternance entre des bandes contenant des grains avec des joints à angle faible d'orientation majoritaire (101) et d'autres à angle élevé d'orientation (111).
- Les tests de dureté (Vickers et nano-indentation) n'ont pas révélé une différence de dureté entre les bandes alternées.
- Le centre du noyau de la soudure est formé de gros grains à joints d'angle élevé renfermant des grains plus petits à joints d'angle faible. Ces grains pourraient être l'origine des grains grossiers contenus dans les bandes claires.
- Le côté reculant est formé de grains équiaxes à joints d'angle élevé avec une orientation aléatoire. Ces grains pourraient être l'origine des grains très fins contenus dans les bandes sombres.
- Les zones formées de grains à joints d'angle élevé (côté reculant et bandes sombres) sont plus riches en particules que celles formées de grains à joints d'angle faible (centre de la soudure et bandes claires)

- Les résultats mécaniques du *shear punch test* sont en accord avec la littérature confirmant que la résistance mécanique diminue du haut vers le bas de la soudure dans les échantillons avec ou sans bandes alternées étudiés lors de cette recherche. Le test a également permis de confirmer que les valeurs de résistance mécaniques minimales se trouvent dans la zone affectée thermiquement.
- En tenant compte de la diminution des propriétés mécaniques du haut vers le bas du noyau de la soudure, on ne peut pas confirmer que ces bandes (située en bas dans cette étude) en sont la cause. La résistance mécanique diminue également quand on augmente le rapport entre la vitesse de rotation et la vitesse d'avance.



## ANNEXE I

### Microscopies avec la technologie d'imagerie Argus



Figure-A I-1 Les bandes alternées correspondant à la zone I de la figure 3.11

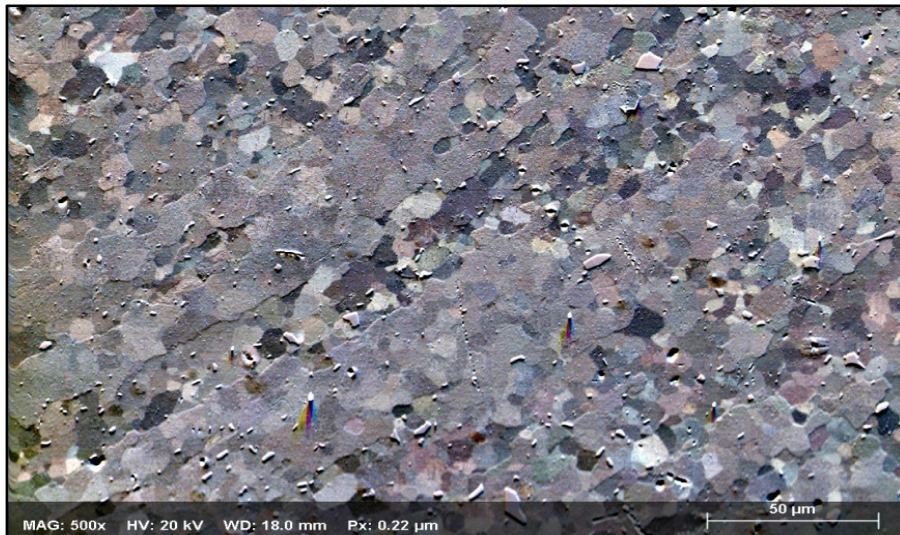


Figure-A I-2 Centre de la soudure correspondant à la zone II de la figure 3.11

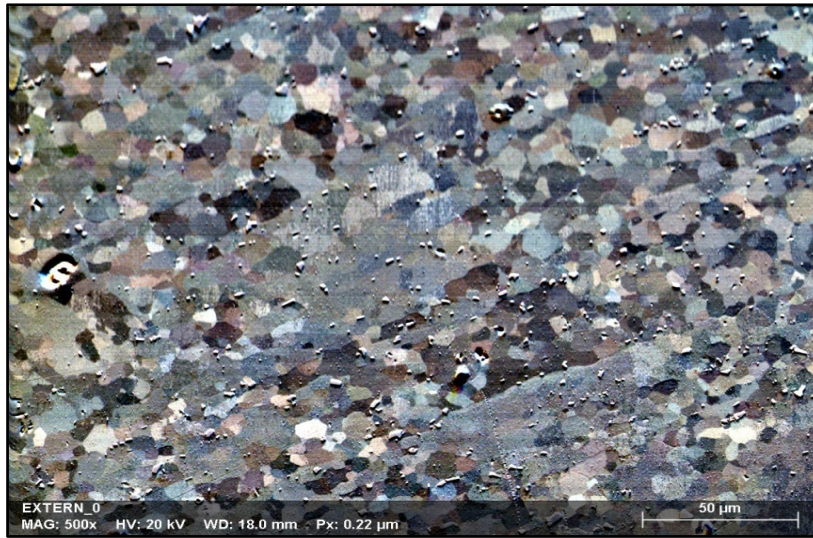


Figure-A I-3 Centre de la soudure correspondant à la zone III de la figure 3.11

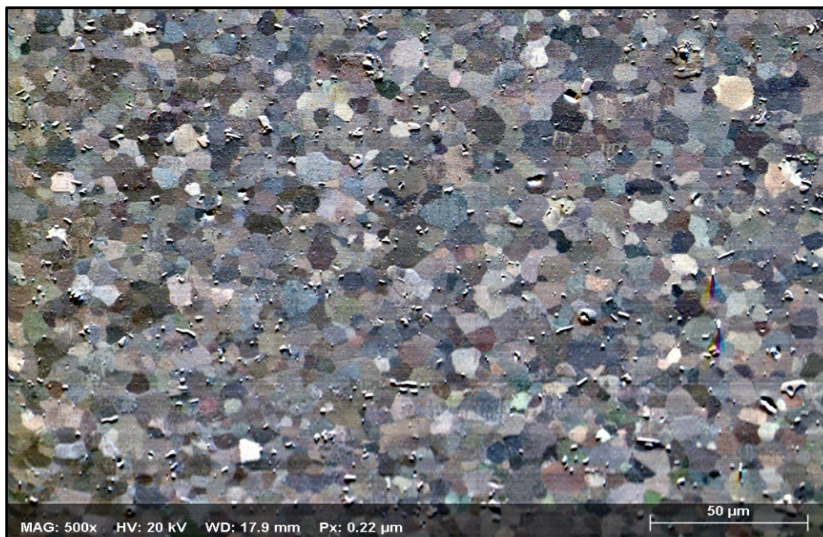


Figure-A I-4 Côté reculant correspondant à la zone IV de la figure 3.11

## ANNEXE II

### Courbes contrainte/déformation de l'alliage d'aluminium 6082-T6

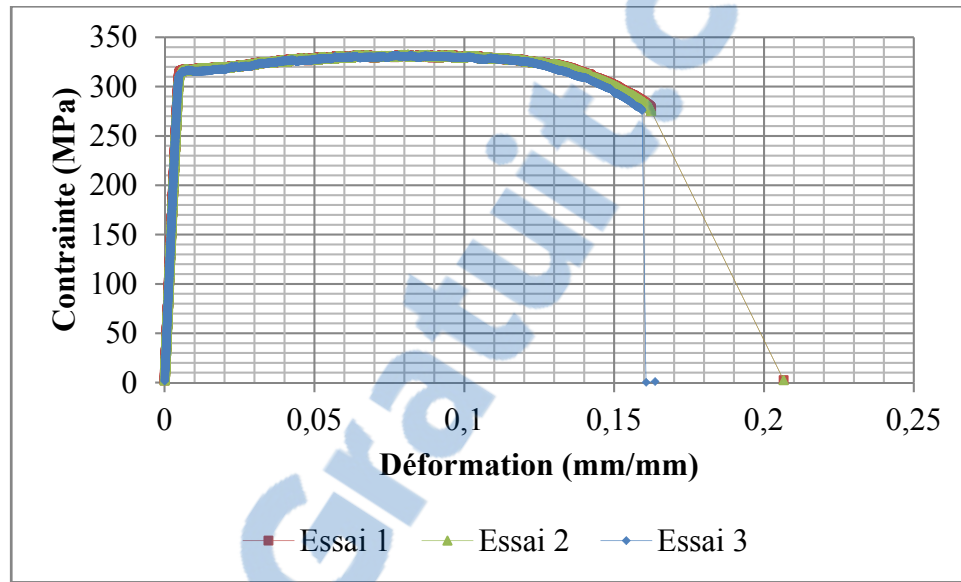


Figure-A II-1 Courbes de la contrainte de traction en fonction de la déformation de l'alliage d'aluminium 6082-T6



### ANNEXE III

#### Courbes Contrainte de cisaillement/Déplacement normalisé contenant la ZAT

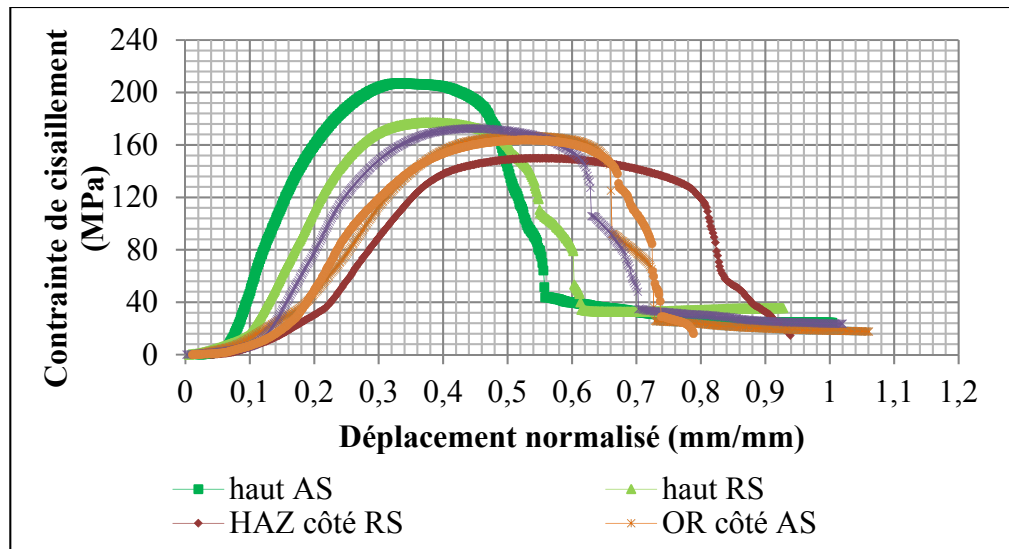


Figure-A III-1 Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé de l'échantillon 015

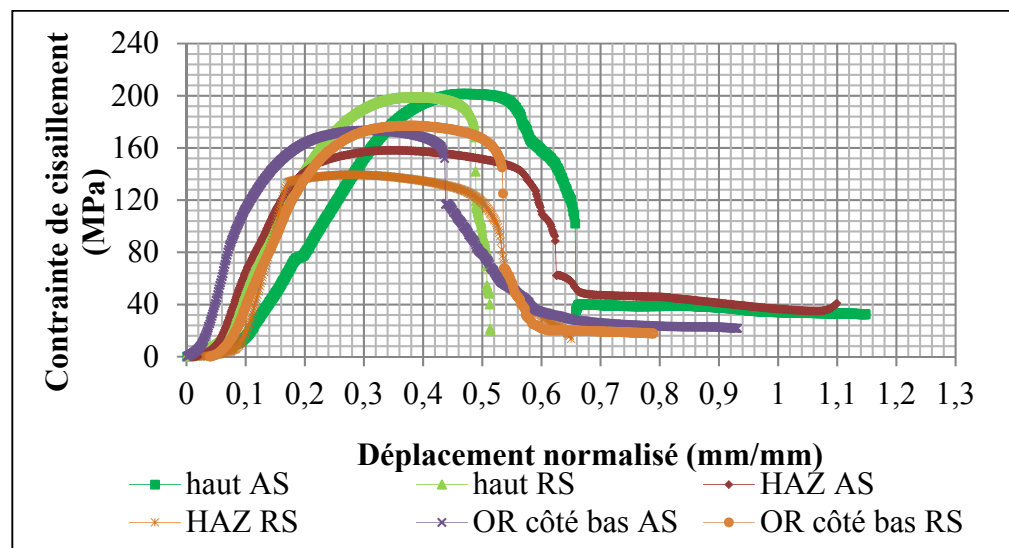


Figure-A III-2 Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé de l'échantillon 019

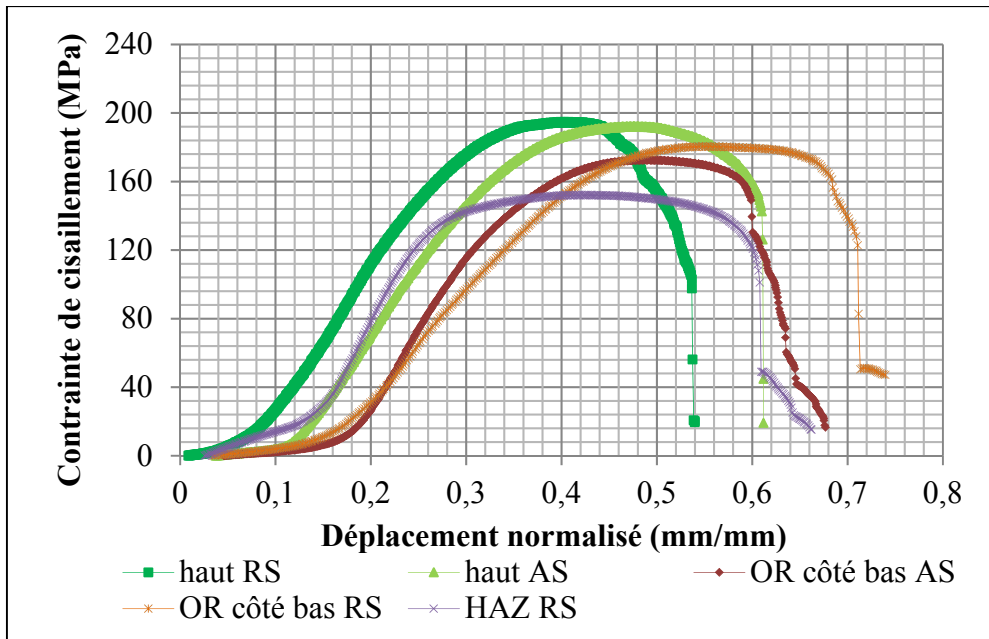


Figure-A III-3 Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé de l'échantillon 020

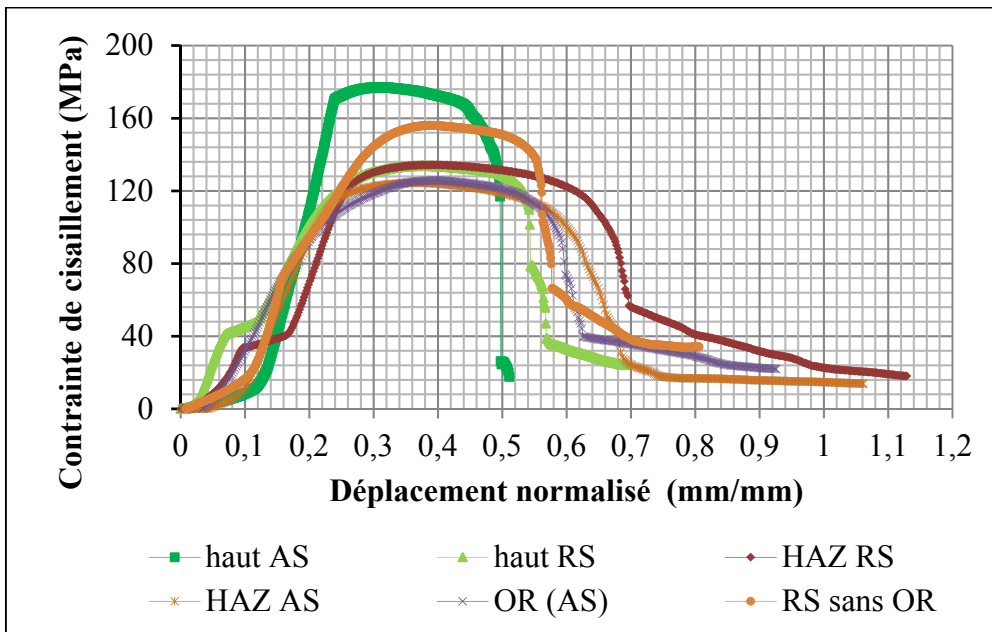


Figure-A III-4 Courbes de la contrainte de cisaillement en fonction du déplacement normalisé de l'échantillon 016

## RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- Çam, Gürel, and Selcuk Mistikoglu. 2014. «Recent Developments in Friction Stir Welding of Al-alloys», *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23: 1936-53.
- Colligan, K. 1999. «Material flow behaviour during friction welding of aluminum», *Welding journal*, 75: 229.
- Elangovan, K., V. Balasubramanian, and M. Valliappan. 2008. «Effect of Tool Pin Profile and Tool Rotational Speed on Mechanical Properties of Friction Stir Welded AA6061 Aluminium Alloy», *Materials and Manufacturing Processes*, 23: 251-60.
- Fonda, Richard, Anthony Reynolds, CR Feng, Keith Knipling, and David Rowenhorst. 2013. «Material flow in friction stir welds», *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44: 337-44.
- Ganesh, P., and V. S. Senthil Kumar. 2015. «Superplastic Forming of Friction Stir Welded AA6061-T6 Alloy Sheet with Various Tool Rotation Speed», *Materials and Manufacturing Processes*, 30: 1080-89.
- Guduru, R. K., K. A. Darling, R. Kishore, R. O. Scattergood, C. C. Koch, and K. L. Murty. 2005. «Evaluation of mechanical properties using shear-punch testing», *Materials Science and Engineering: A*, 395: 307-14.
- Guo, J. F., H. C. Chen, C. N. Sun, G. Bi, Z. Sun, and J. Wei. 2014. «Friction stir welding of dissimilar materials between AA6061 and AA7075 Al alloys effects of process parameters», *Materials & Design*, 56: 185-92.
- Hamilton, Carter, Stanisław Dymek, and Marek Blicharski. 2008. «A model of material flow during friction stir welding», *Materials Characterization*, 59: 1206-14.
- Hornbuckle, B. C., H. A. Murdoch, A. J. Roberts, L. J. Kecskes, M. A. Tschopp, K. J. Doherty, J. H. Yu, and K. A. Darling. 2017. «Property mapping of friction stir welded Al-2139 T8 plate using site specific shear punch testing», *Materials Science and Engineering: A*, 682: 192-201.
- Kim, Y. G., H. Fujii, T. Tsumura, T. Komazaki, and K. Nakata. 2006. «Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy», *Materials Science and Engineering: A*, 415: 250-54.
- Krishnan, KN. 2002. «On the formation of onion rings in friction stir welds», *Materials Science and Engineering: A*, 327: 246-51.

- Lee, W. B., Y. M. Yeon, and S. B. Jung. 2003. «Evaluation of the microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6005 aluminum alloy», *Materials Science and Technology*, 19: 1513-18.
- Lim, Sunggon, Sangshik Kim, Chang-Gil Lee, and Sungjoon Kim. 2004. «Tensile behavior of friction-stir-welded Al 6061-T651», *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35: 2829-35.
- Liu, F.C., and Z.Y. Ma. 2008. «Influence of Tool Dimension and Welding Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of Friction-Stir-Welded 6061-T651 Aluminum Alloy», *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39: 2378-88.
- Lucas, G. E. 1983. «The development of small specimen mechanical test techniques», *Journal of Nuclear Materials*, 117: 327-39.
- Ma, Z. Y., R. S. Mishra, and M. W. Mahoney. 2002. «Superplastic deformation behaviour of friction stir processed 7075Al alloy», *Acta Materialia*, 50: 4419-30.
- Mahoney, MW, CG Rhodes, JG Flintoff, WH Bingel, and RA Spurling. 1998. «Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum», *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29: 1955-64.
- Mishra, R. S., and Z. Y. Ma. 2005. «Friction stir welding and processing», *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 50: 1-78.
- Moreira, P. M. G. P., T. Santos, S. M. O. Tavares, V. Richter-Trummer, P. Vilaça, and P. M. S. T. de Castro. 2009. «Mechanical and metallurgical characterization of friction stir welding joints of AA6061-T6 with AA6082-T6», *Materials & Design*, 30: 180-87.
- Muthukumaran, S., and S. K. Mukherjee. 2008. «Multi-layered metal flow and formation of onion rings in friction stir welds», *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 38: 68-73.
- Prangnell, P. B., and C. P. Heason. 2005. «Grain structure formation during friction stir welding observed by the 'stop action technique'», *Acta Materialia*, 53: 3179-92.
- Prisco, Umberto, Antonino Squillace, Antonello Astarita, and Carla Velotti. 2013. «Influence of welding parameters and post-weld aging on tensile properties and fracture location of AA2139-T351 friction-stir-welded joints», *Materials Research*, 16: 1106-12.
- Rajakumar, S., C. Muralidharan, and V. Balasubramanian. 2011. «Influence of friction stir welding process and tool parameters on strength properties of AA7075-T6 aluminium alloy joints», *Materials & Design*, 32: 535-49.



- Reynolds, A.P. 2000. «Visualisation of material flow in autogenous friction stir welds», *Science and Technology of Welding and Joining*, 5: 120-24.
- Sato, Yutaka S., Hiroyuki Kokawa, Masatoshi Enomoto, and Shigetoshi Jogan. 1999. «Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding», *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30: 2429-37.
- Sato, Yutaka S., Seung Hwan C. Park, and Hiroyuki Kokawa. 2001. «Microstructural factors governing hardness in friction-stir welds of solid-solution-hardened Al alloys», *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32: 3033-42.
- Sauvage, X., A. Dédé, A. Cabello Muñoz, and B. Huneau. 2008. «Precipitate stability and recrystallisation in the weld nuggets of friction stir welded Al–Mg–Si and Al–Mg–Sc alloys», *Materials Science and Engineering: A*, 491: 364-71.
- Schneider, J. A., and A. C. Nunes. 2004. «Characterization of plastic flow and resulting microtextures in a friction stir weld», *Metallurgical and Materials Transactions B*, 35: 777-83.
- Scialpi, A., L. A. C. De Filippis, and P. Cavaliere. 2007. «Influence of shoulder geometry on microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6082 aluminium alloy», *Materials & Design*, 28: 1124-29.
- Sharma, Chaitanya, Dheerendra Kumar Dwivedi, and Pradeep Kumar. 2012. «Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints of AA7039 aluminum alloy», *Materials & Design*, 36: 379-90.
- International Association for Testing Materials. 2013. *Standard Specification for Aluminum and Aluminum-Alloy Extruded Bars, Rods, Wire, Profiles, and Tubes (Metric)*. ASTM International B221 M-13.
- Sutton, M. A., B. Yang, A. P. Reynolds, and R. Taylor. 2002. «Microstructural studies of friction stir welds in 2024-T3 aluminum», *Materials Science and Engineering: A*, 323: 160-66.
- Svensson, L. E., L. Karlsson, H. Larsson, B. Karlsson, M. Fazzini, and J. Karlsson. 2000. «Microstructure and mechanical properties of friction stir welded aluminium alloys with special reference to AA 5083 and AA 6082», *Science and Technology of Welding and Joining*, 5: 285-96.
- Tang, W, X Guo, JC McClure, LE Murr, and A Nunes. 1998. «Heat input and temperature distribution in friction stir welding», *Journal of Materials Processing and Manufacturing Science*, 7: 163-72.

- Threadgill, P. L., A. J. Leonard, H. R. Shercliff, and P. J. Withers. 2009. «Friction stir welding of aluminium alloys», *International Materials Reviews*, 54: 49-93.
- Tongne, A., C. Desrayaud, M. Jahazi, and E. Feulvarch. 2017. «On material flow in Friction Stir Welded Al alloys», *Journal of Materials Processing Technology*, 239: 284-96.
- Tongne, Amèvi. 2014. *Étude expérimentale et numérique du procédé de soudage FSW (Friction Stir Welding). Analyse microstructurale et modélisation thermomécanique des conditions de contact outil/matière transitoires*, (Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, Sainte-Etienne, France).
- Torres Obregon, M. A. 2011. *Effect of process parameters on temperature distribution, microstructure, and mechanical properties of self-reacting friction stir welded aluminum alloy 6061-T651*. (Mémoire de maîtrise, Université du Texas à El Paso, El Paso, États Unis).
- Vilaça, Pedro, Catarina Vidal, and João Gandra. 2012. Linear friction based processing technologies for aluminum alloys: surfacing, stir welding and stir channeling. Dans Zaki Ahmad (Éd), *Aluminum alloys: new trends in fabrication and application* (pp 159-197). doi: 10.5772/3354
- Wang, Bin, Bo-bo Lei, Jia-xiang Zhu, Quan Feng, Liang Wang, and Deng Wu. 2015. «EBSD study on microstructure and texture of friction stir welded AA5052-O and AA6061-T6 dissimilar joint», *Materials & Design*, 87: 593-99.
- Yadav, Devinder, and Ranjit Bauri. 2012. «Effect of friction stir processing on microstructure and mechanical properties of aluminium», *Materials Science and Engineering: A*, 539: 85-92.
- Yazdipour, A. R., A. Shafiei M, and H. Jamshidi Aval. 2011. «An investigation of the microstructures and properties of metal inert gas and friction stir welds in aluminum alloy 5083», *Sadhana*, 36: 505.